

## 鋼の低温脆性の原因に就て

(第3回工學大會講演)

永澤清\*

## ON THE CAUSE OF LOW-TEMPERATURE BRITTLENESS OF STEELS

Kiyoshi Nagasawa

**SYNOPSIS:**—In Charpy machine, the low-temperature impact test was carried out on a series of carbon steels in their various heat treated conditions, and the cause of low-temperature brittleness was systematically investigated.

It was found in the test that the sub-zero temperature brittleness is caused by iron carbide in steels, and the critical temperature (the temperature at which the brittleness sets in) varies in a wide range in accordance with the form as well as the quantity of the carbide. An extremely low carbon steel, in the quenched and tempered states, shows the critical temperature below  $-120^{\circ}\text{C}$ . The low-temperature brittleness of this steel is an inherent characteristic of ferrite itself, and not due to the carbide which is so small in quantity and exists in an unimportant form.

Steels containing a comparatively higher amount of oxygen show a greater susceptibility to sub-zero temperature brittleness. The effect of oxygen is particularly remarkable in low carbon steels.

## 内 容

- I. 従來の學說と本研究の目的
- II. 焼鈍鋼の低温脆性
  - (i) 焼鈍鋼に於ける低温脆性の原因
  - (ii) 實驗
  - (iii) 實驗結果の説明
  - (iv) 焼鈍鋼を再加熱せる場合の低温脆性
- III. 焼入鋼に於ける低温脆性の原因
- IV. 焼入焼戻鋼の低温脆性
  - (i) 焼戻鋼に於ける低温脆性の原因
  - (ii) 焼戻鋼に於ける變態點下の析出炭化物
- V. 炭化物の形態と低温脆性
- VI. 低温脆性に及ぼす酸素の影響
- VII. 結 論

## I. 従來の學說と本研究の目的

鐵及び鋼の低温脆性に就ては既に多くの研究結果<sup>1)</sup>が發表されてゐる。其等に依れば鋼は一般に常溫以下或る溫度範圍で著しい衝撃抗力の低下を起すものであり、此の溫度範圍並びに低下の程度は鋼種、熱處理法、製鋼法等によつて異なるものであることが報告されてゐる。

此の脆性の原因に關し、従來重きをなしてゐる學說に於ては何れも此れは鐵自體に固有な現象であつて、鐵結晶の機械的性質が溫度に依つて變ることに基因するものと考へてゐる。E. Maurer 及び R. Mailänder,<sup>2)</sup> F. Körber,<sup>3)</sup>

濱住、上田、諸岡<sup>4)</sup> 三氏及び藤井氏<sup>5)</sup> 等の所説が即ちそれである。E. Maurer 及び R. Mailänder は鐵結晶に就て凝集力\*\* (Kohäsion) 及びこり抵抗 (Gleitwiderstand) なる二性質を考へ、兩者は當然其の溫度勾配が異なるものとなし、従つて溫度により其の相對的大さが變る故或る溫度での衝撃應力が凝集力に達する前にこり抵抗を越ゆる時は材質は粘性變形を起して靱性高く、逆にこり抵抗に打勝つ前に凝集力を越ゆる時は變形なくして破斷するから脆性を示すものとした。而して鋼材に於ては常溫附近を境界として前者から後者に移るものとして其の低温脆性の發生を説明したのである。又 F. Körber は鋼材の衝撃値は衝撃破壊の際結晶粒内にこり面を生ずることの容易さ程度 (Fähigkeit der Gleitebenenbildung) に關係するものと考へ、低溫度になる程こり面の生成が困難になる結果低温脆性が顯はれるものと論じた。濱住上田諸岡三氏は金屬の結晶的構造に立論して一層解析的な説明を與へられた。即ち金屬結晶の破壊の模様を支配する内應力として Maximum normal resistance と Maximum shearing resistance とを考へ、且つ兩者の溫度による變化を合理的に想定し、其の相對的大さから破壊の情況が定まるものとして低温脆性の發生を解説された。尙又最近藤井氏は實驗結果から、低温脆性の發生は材料の内部こりの難易従つて

\*\* 註、Ludwik は之を“Mechanische Kohäsion”と呼び“Molekulare Kohäsion”と區別した。深い切込みを持つ抗張試験片に就ての抗張力 (Zugfestigkeit) に相當すると註釋してある。

\* 日本特殊鋼合資會社

並 18

其の原子配列型に關係することを知り低温脆性を示さないものは、總て最も對稱度の高い面心立方配列を有し、之を示すものは其の他の配列型に屬してゐることを見出された。

以上の諸説は鋼を結晶質金屬と考へての一般的理論であつて、此等によれば、鋼の低温脆性は其の主成分であるフェライト結晶粒に固有な性質であることになり、従つて其の發生溫度は常に同一であるべきである。今此れを實際に徴するに、極めて炭素量の低い極軟鋼に種々異つた熱處理を施す時は其の組織は略同様なフェライト結晶粒から成り唯微量の炭化物だけが其の状態を變へてゐるに拘らず、低温脆性の發生溫度は著しく變ることが見られるのである。依て鋼の低温脆性に於ては上述諸説に述べられてゐる如きフェライト結晶粒だけに關係した一般的原因の他に其の特有な内部組織に關係する特殊な原因が存在するものと考へられ、本研究の對照である常溫直下での脆性現象は主として之に依るものと考へられるのである。勿論、後に述べる様に、鋼は上述諸學説に依つて説明せらるべきフェライト固有の低温脆性をも顯著に示すものである、然し乍ら其の溫度は常溫以下遙かに低温であることを本研究によつて知つた。

著者は先年各種鋼材に就て常溫直下での低温脆性を調査した。其の際原因の推定として述べて置いた如く「低温脆性は鐵其のもの、固有性ではなく異物質の介在に基因する現象」と考ふべき幾つかの事實を認めたので爾來此れを實證する目的で種々實驗を行つたのである。本論文は其の結果であつて、結論として以下述べる如く、鋼の低温脆性は其の組織中に存在する炭化物に基因するものであることを明らかにしたのである。

低温脆性は、焼鈍鋼に於て最も著しいもので、焼入鋼又は焼入焼戻鋼に於ては遙かに小となるものである。此等熱處理の相違による低温脆性の程度の差は其の原因をなす炭化物の状態が異なることによるのである、依つて以下各熱處理の場合に就て別々に其の發生機構を論ずることとする。

## II. 焼鈍鋼の低温脆性

i) 焼鈍鋼に於ける低温脆性の原因 第1表に示す如き炭素量を異にする、各種炭素鋼を同表最右端に記した溫度で30min. 焼鈍後爐中で緩冷却を行つた試料に就ての低温

度衝擊試験の結果は第1圖の如くである。圖に見る如く焼鈍鋼は最も著しく低温脆性を示すものであつて常溫附近から零下50°~60°C迄の範圍で著しい衝擊値の降下を起すものである。

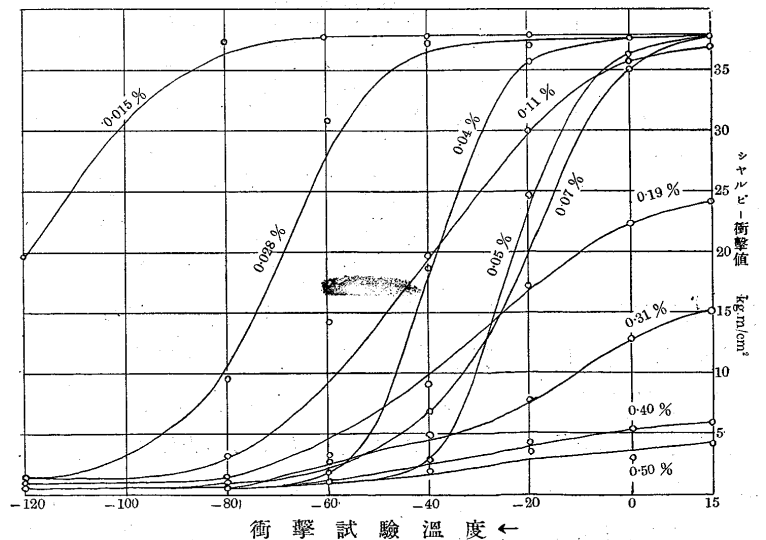
第1表 實驗鋼材の化學的組成

鋼材番號	C	Si	Mn	P	S	焼鈍及び 焼入溫度
アームコ 鐵再熔解	0.015	0.12	0.19	0.017	0.032	920°
1	0.028	0.14	0.17	0.015	0.016	〃
2	0.04	0.17	0.14	0.011	0.014	〃
3	0.05	0.25	0.11	0.012	0.017	〃
4	0.07	0.22	0.25	0.014	0.015	〃
5	0.11	0.23	0.45	0.014	0.011	900°
6	0.19	0.29	0.50	0.012	0.008	880°
7	0.31	0.23	0.42	0.017	0.012	860°
8	0.40	0.33	0.45	0.013	0.013	830°
9	0.50	0.26	0.45	0.017	0.011	830°

著者は次項に述べる實驗的事實から焼鈍鋼の低温脆性の原因を次の如く考へるのである：—『焼鈍鋼の低温脆性は低炭素鋼に於ては(1)不正規な共析炭化物及び變態點下での析出炭化物に原因し、中炭素鋼以上に於ては(2)パーライトをなす層狀炭化物に原因する』

此等炭化物の存在は鋼材内の内部ノッチと考へられるもので、低温脆性は此等炭化物とフェライトとの粘着性が温

第1圖 焼鈍鋼の低温脆性



度降下と共に減する結果、其のノッチ効果が増大し鋼材の破斷を容易ならしむることに依るものと考へらる。

低炭素鋼に於てはパーライトを形成すべき共析炭化物は結晶粒境界面上に所謂境界炭化物(Boundary Carbide)として存在してゐる(以下之を不正規炭化物と呼ぶ)。斯の如き鋼に於ては變態點下で析出する炭化物は、此の境界炭化物上に凝集すると共にフェライト結晶粒の劈開面上にも

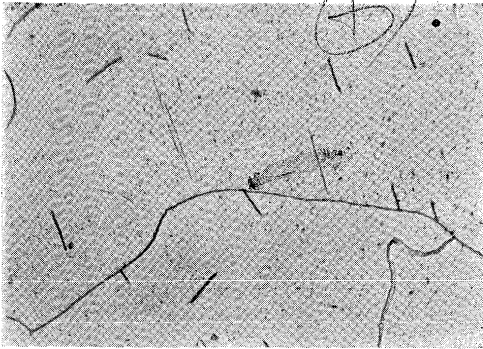
3.0 x 2.1 = 6.3

19

22 x 2.7 = 59.4

析出するのである。寫眞第1は鋼材3の焼鈍組織であつて

寫眞1. 焼鈍極軟鋼に於ける炭化物 × 500



上述二様の炭化物の存在を明瞭に示してゐる。低炭素鋼の低温脆性の原因とな

等を焼鈍温度で 30min 加熱の後其の温度で試片 5 本を水中急冷した。残余の試片は爐中で緩冷却を行ひ鋼が冷却變態を完全に終つたと推定される温度 700° で再び試片 5 本を水中急冷し、残余のものは更に緩冷却を繼續し、其の温度が 600° に達した時更に 5 本を水中急冷した。以下同様に 500°, 400°, 300°, 200°, 100°C 及び常温に於て 5 本づつの試片を水中急冷したのである。最後の常温まで緩冷却したものは即ち完全焼鈍を行つたものである。斯様にして得た 5 本一組の試片に就て常温, 0°, -20°, -40°, -60°C で低温度衝擊試験を行つた。特に必要あるものは更に -80°, -120°, -190° C に於ける試験も追加して行つた。第3圖~第8圖は各鋼材に就ての實驗結果の曲線圖で、縦軸にシャルピー衝擊値を、横軸左方に衝擊試験温度を採つてある。又寫眞 2~5 は鋼材 1, 2, 3, 5 の破折試片の模様を示したものである。

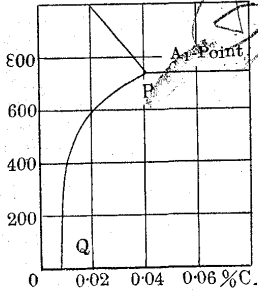
るべき炭化物(1)は即ち此れである。

鋼の炭素量が増し、共析炭化物が正規のパーライトを形成する鋼に於ては(1)の炭化物が次第に減すると同時にパーライトをなす層状炭化物の脆性効果は極めて大となるを以て此れが低温脆性の原因たるべき炭化物(2)となるのである。

變態點下での析出炭化物は第2圖の溶解度曲線 PQ に沿ふてフェライトから析出されるもので結晶粒境界並びに劈開面上に凝集するのである。此の劈開面炭化物の存在は次の事實からも知られるのである。即ち炭素量の低い極軟鋼の焼鈍試片を -60° 附近で衝擊破壊する場合には、其の破断は結晶粒境界で起ると同時に又無数の劈開面上に於ても起ることが見られるのである。若し同一試料を焼入又は焼入焼戻して劈開面炭化物が存在しないと考へられる試片を前と同じ低温度で衝擊破壊する場合には、假令切込みを深くして其の破折を容易ならしめても決して劈開面に於ては破断せず、完全な粘性變形を起すのである。依つて前の場合には劈開面上に存在する炭化物が破断の原因をなしたものと考へられるのである。

第2圖

Fe-C 状態圖の一部

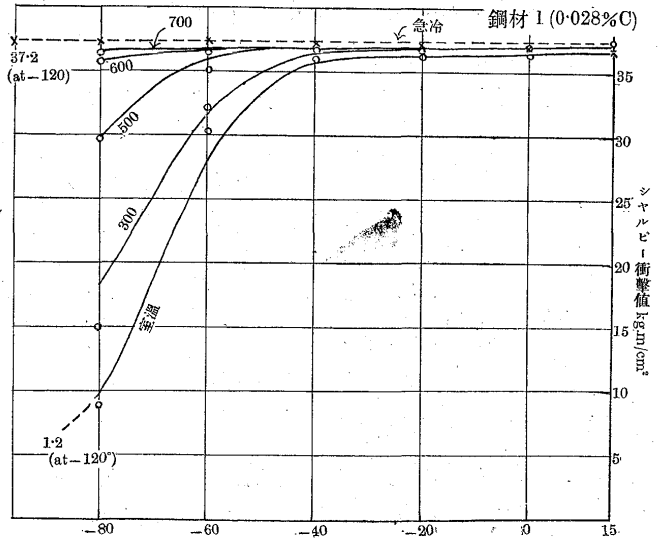


の燒鈍試片を -60° 附近で衝擊破壊する場合には、其の破断は結晶粒境界で起ると同時に又無数の劈開面上に於ても起ることが見られるのである。若し同一試料を焼入又は焼入焼戻して劈開面炭化物が存在しないと考へられる試片を前と同じ低温度で衝擊破壊する場合には、假令切込みを深くして其の破折を容易ならしめても決して劈開面に於ては破断せず、完全な粘性變形を起すのである。依つて前の場合には劈開面上に存在する炭化物が破断の原因をなしたものと考へられるのである。

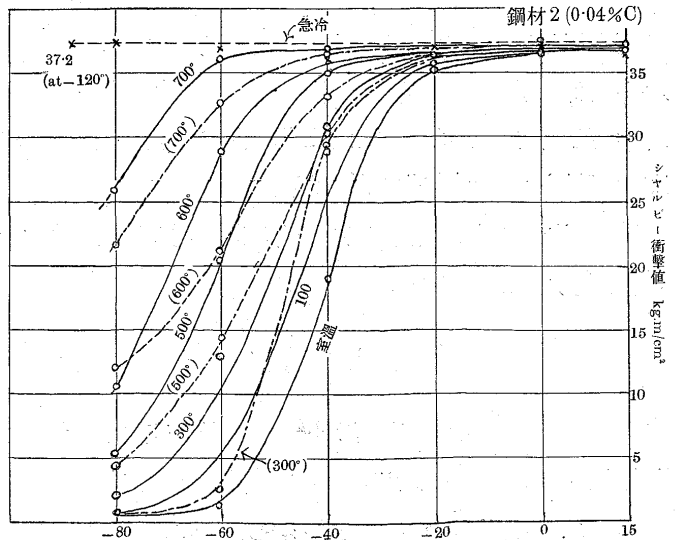
(ii) 實驗 以下、上に述べた著者の説の根據をなすべき實驗的事實を述べる。

第1圖は完全焼鈍鋼即ち焼鈍温度から常温まで緩冷却を行つた試料の低温脆性であつた。本實驗に於ては冷却の過程中如何なる温度で鋼が斯の如き脆性を得るものなるかを知る目的を以て、焼鈍温度から緩冷却の途中、種々の温度で水中急冷した試料に就て低温度衝擊試験を行つて見たのである。實驗は第1表中の鋼材 1~7 に就て行つたのである。即ち各鋼材毎に多數のシャルピー試験片を作製し、此

第3圖 燒鈍温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性



第4圖 燒鈍温度から緩冷却の途中で、水中急冷した試片の低温脆性

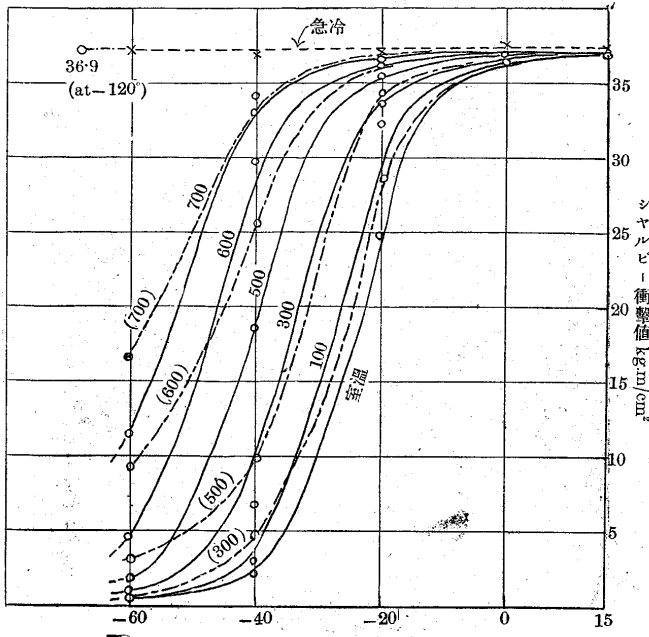


28 x 2.2 = 61.6

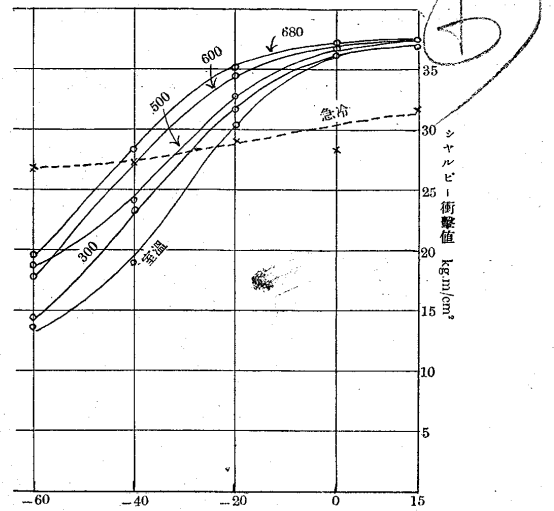
26 x 27 = 702

210

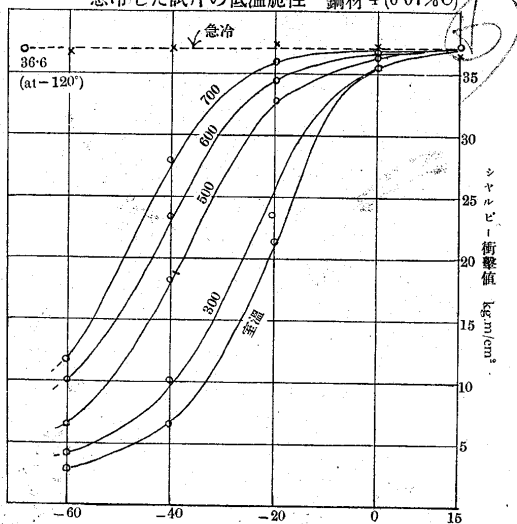
第5圖 焼鈍温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 鋼材3(0.05%C)



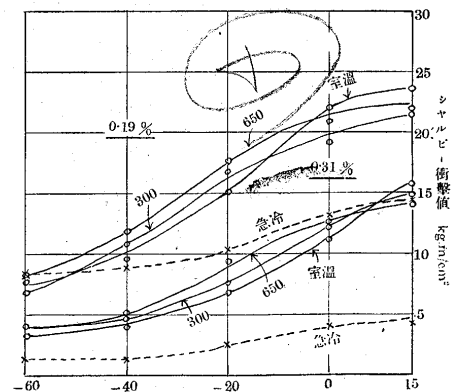
第7圖 焼鈍温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 鋼材5(0.11%C)



第6圖 焼鈍温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 鋼材4(0.07%C)



第8圖 焼鈍温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性鋼材6(0.19%C)鋼材7(0.31%C)



上掲の曲線圖から次の諸事實を結論することが出来る:-

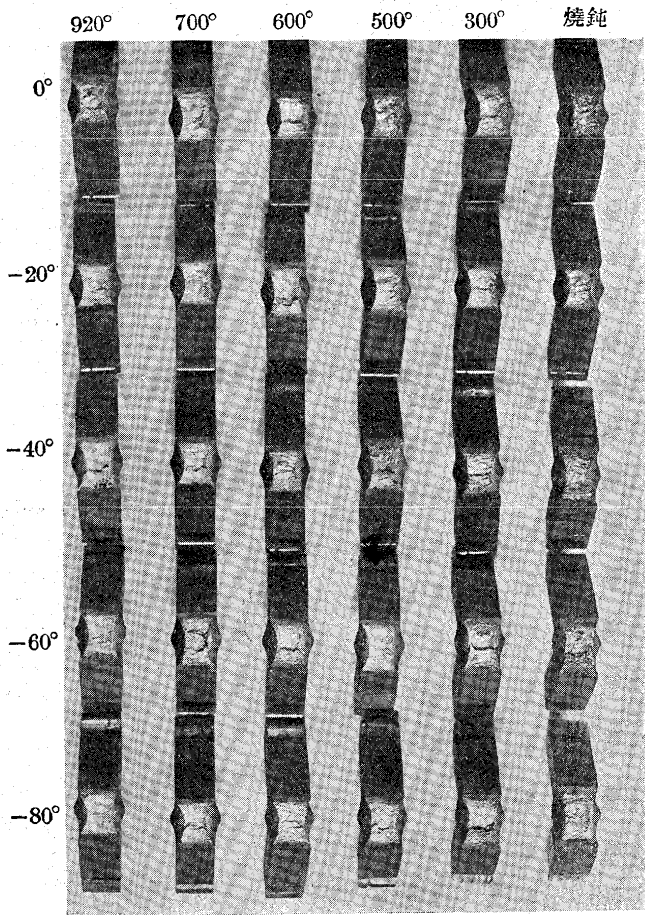
- (A) 極軟鋼に於ては、變態點下での急冷温度が低いもの程衝撃値の低下する温度が高くなる。換言すれば低温脆性が起り易くなる。
  - (B) 炭素量が増加するに従ひ急冷温度の影響が減少し、従つて各曲線は相互に接近する。
  - (C) 炭素量が0.19%以上の鋼に於ては急冷温度の影響全くなくなり各曲線は殆ど一致する。
  - (D) 炭素量が減少するに従ひ、衝撃値の低下する温度は次第に低くなる。即ち低温脆性が起り難くなる。
  - (E) 焼鈍温度から水中急冷した試片即ち焼入試片は(点線で表はされてゐる)、低炭素鋼に於ては常温直下の低温脆性を示さないが、炭素量0.11%以上の鋼に於ては次第に顯はれて来る。
- (iii) 實驗結果の説明 上に列擧した諸事實は次の如く

説明されるのである:-

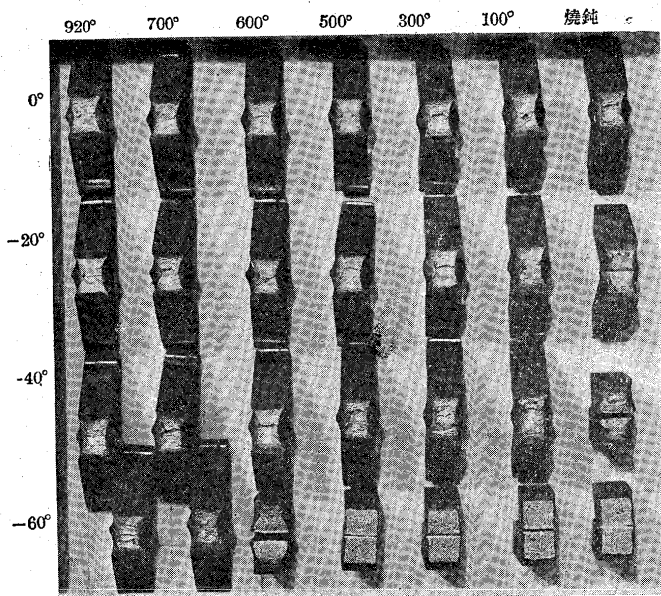
- (A) 第3, 4, 5, 6 圖等では急冷温度が低い試料程低温脆性が起り易いことが見られる。此等の鋼材は何れも炭素量が低い故、先に述べた如く共析炭化物は總て境界炭化物として存在し、之と變態點下の析出炭化物が共働して低温脆性の原因(1)をなしてゐる。依つて急冷温度が低い程多量の炭化物が結晶粒境界並びに劈開面上に存在することとなり、其の脆性効果が大きくなるからである。
- (B) 第7圖の0.11% Cの鋼に於ては各曲線が著しく接近してゐる。鋼の炭素量が増加するにつれ共析炭化物が次第に正規のパーライトを作る様になると不正規炭化物は急に減少して来る。斯の如き鋼に於てはパーライトは隨所に散在する様になるから變態點下の析出炭化物も大部分此のパーライト中の炭化物上に析出凝集されることとなり、結晶粒境界又は劈開面上に析出されるものが少くなる。故

に急冷温度の差に基く此等の場所に於ける析出炭化物量の差は比較的尠く、その低温脆性に及ぼす影響も大差ないこととなる。其の結果曲線は何れも同様な温度変化を示し相互に接近するのである。

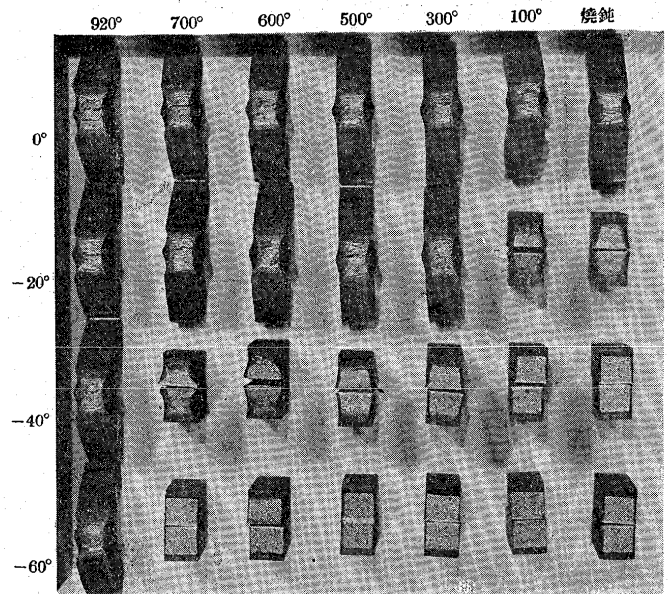
寫眞 2. 鋼材 1 の破折試片の状況



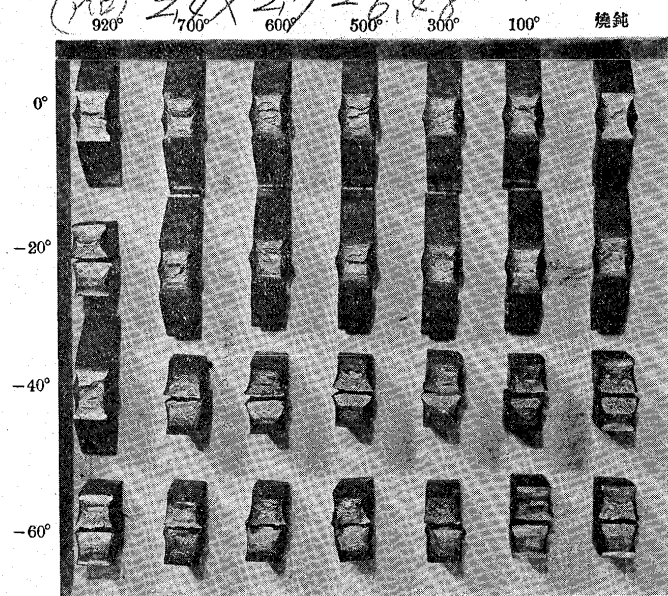
寫眞 3. 鋼材 2 の破折試片の状況



寫眞 4. 鋼材 3 の破折試片の状況



寫眞 5. 鋼材 5 の破折試片の状況



(C) 第 8 圖の 0.19% C 及び 0.31% C の鋼に於ては變態點下總ての温度から急冷した曲線が殆ど一致し、略々一定した低温脆性を示してゐる。此等の鋼に於ては共析炭化物は完全なパーライトを作り、不正規な炭化物は殆ど存在しないから變態點下での析出炭化物も全部パーライト中の炭化物上に析出凝集されることになる。従つて斯の如き鋼の低温脆性は(1)の炭化物に原因せず、専ら冷却變態中に形成せられたパーライトをなす(2)の炭化物に依るものであることが知られる。

(D) 炭素量の減少と共に衝撃値低下の温度が低くなること、即ち低温脆性が起り難くなるのは次の如く説明される。即ち炭化物が正規のパーライトを爲す如き中炭素鋼に

(P.B)  $2.5 \times 2.7 = 6.75$

(主) 22

於ては炭素量の減少に従ひパーライトの量が減ずる爲めであり、共析炭化物が不正規な境界炭化物として存在するが如き軟鋼に於ては炭素量の減少に伴ひ其の境界炭化物が減少することに原因するのである。又炭素量  $C < 0.04\%$  の極軟鋼に於ては炭素量の減少に従ひ變態點下の析出炭化物量が減少するからである。

(iv) 焼鈍鋼を再加熱せる場合の低温脆性 第1表の鋼材2,3を以て作った衝撃試験片を完全焼鈍した後再び之を  $300^\circ, 500^\circ, 600^\circ, 700^\circ\text{C}$  等に加熱し、水中急冷した試片に就て低温度衝撃試験を行つた。其の結果は第4圖及び第5圖中に鎖線を以て示してある。圖に見る如く此等曲線は(ii)に記載した焼鈍温度から冷却の途中で急冷したものと略同様な傾向を示し、此の場合には加熱温度の高いもの程低温脆性が低い温度で起つてゐることが見られる。炭化物のフェライトに對する溶解度は温度だけに關係するもの故(ii)に於ける結果と本實驗のそれとが同様な結果を示すべきは當然である。茲に注意すべきは  $C > 0.04\%$  の焼鈍炭素鋼をその加熱變態點以下で如何に高温度に加熱し、急冷却を行つても常に相當の低温脆性を示すことである。これは變態點下の析出炭化物は殆どフェライトに固溶されるが尙若干量の不正規炭化物が結晶粒境界に残存するためである。

### III. 焼入鋼に於ける低温脆性の原因

前節(ii)の(E)は焼入鋼の低温脆性であるから、本節に於て別に其の原因を論ずることにする。前節(ii)の各曲線圖中で點線(急冷と記してある)を以て示されてゐるのは焼鈍温度から水中急冷したもの即ち焼入試料に就ての實驗結果であつて第9圖は此等を一圖面に纏め更に鋼材8及

び9に就ての曲線をも記載したものである。炭素量  $0.07\%$  以下の曲線は總て殆ど一致してゐる故煩雜を避ける爲め一直線を以て表はすこととした。

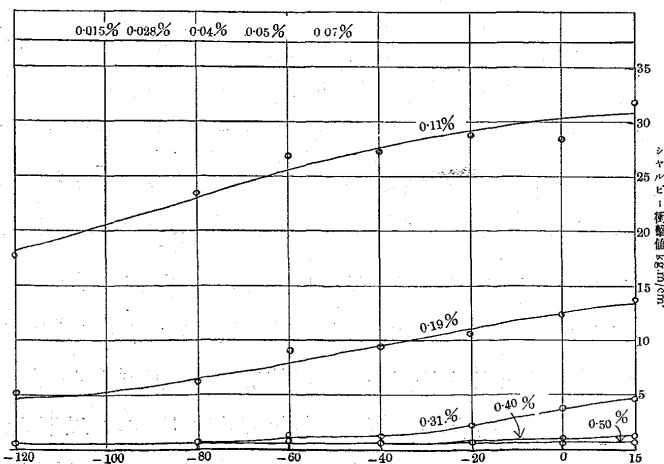
圖中炭素量の低いものゝ焼入試料に於ては  $-120^\circ\text{C}$  に到るも低温脆性が顯はれてゐない、これは炭化物量が極めて少く、且つ總てフェライトに固溶され、遊離状態のものは全く存在しないからである。此の事實は炭化物説の有力な論據となるものである。

第9圖に見る如く  $C > 0.11\%$  になりマルテンサイトが其の濃度を増せば次第に低温脆性が顯はれてくる。これは固溶態マルテンサイトに固有な低温脆性と考ふべきものである。

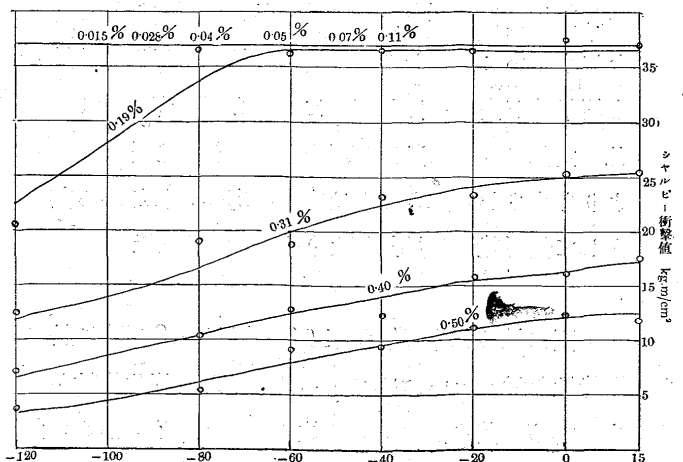
茲に特記すべきは上に述べた極軟鋼材で  $-120^\circ\text{C}$  に於ては極めて靱性に富むものも之を  $-190^\circ\text{C}$  に於て試験する時は其の衝撃値は  $1\text{kgm/cm}^2$  以下となり著しく脆弱であることである。依つて此等の鋼材は上記二温度の中間に於て低温脆性を起すものであることが知れる。此等の試料は炭素量が極めて低いもの故其の焼入試片は略純粹に近い単一相フェライトの結晶粒から成るものと見ることが出来る。依つて其の低温脆性はフェライトに固有なものと考ふべきものである、先に第I節に擧げた諸學説に於て其の原因を論じたのは此の低温脆性である。

今此の温度範圍でフェライトの衝撃値が急に減少する理由を考へて見るに、山田氏<sup>7)</sup>の行つた低温度での索引衝撃試験の結果に依れば、其の伸は  $-100^\circ$  附近までは餘り變化はないが、 $-190^\circ$  では極めて小となる。従つて其の中間温度、恐らく  $-150^\circ$  内外で急速に減ずるものと想像される。而して伸と衝撃値とは略、比例的に變るもの故、本實驗の示す如く、此の温度範圍で衝撃値も亦急速に減少し、低温

第9圖 焼入鋼の低温脆性



第10圖 焼入焼戻鋼の低温脆性



$1.9 \times 2.8 = 5.32$

$1.9 \times 2.8 = 5.32$

脆性を示すのは當然である。而して伸の減少は鐵結晶内の原子力の溫度變化に基因することは明であるが、何故にそれが  $-150^{\circ}$  附近で急速に減少するかは、現在の所説明し難いのである。

本實驗から知らるゝ如くフェライトに固有な低温脆性は少くとも  $-150^{\circ}\text{C}$  内外の溫度で起るべきもの故、常溫直下に於て吾人が觀測する低温脆性は別の原因即ち炭化物の存在に基くものであることが解る。

#### IV. 焼入焼戻鋼の低温脆性

(i) 焼戻鋼に於ける低温脆性の原因 第1表に掲げた各種炭素鋼を焼入後  $600^{\circ}\text{C}$  に焼戻を行ひ、焼戻後水中急冷した試料に就ての低溫度衝擊試験の結果は第10圖の如くである。 $C < 0.11\%$  のものは殆ど一致してゐる爲め一直線を以て表はした。

圖に見る如く  $C < 0.11\%$  の鋼は  $-120^{\circ}$  に到るも低温脆性を示さないが  $0.19\%$  以上炭素量の増加と共に次第に低温脆性が顯はれて來る。然し乍ら何れの鋼に於ても第1圖の焼鈍試料に較ぶれば各溫度に於て衝擊値の絶対値が高いと共に其の低温脆性に基く降下は遙かに少いことが見られる。

著者は次項に述べる實驗的事實から焼戻鋼の低温脆性の原因を次の如く考へるのである：—

『焼戻鋼の低温脆性はソルバイトをなす炭化物粒に原因し、變態點下の析出炭化物は特別の場合の外は原因とならない』

焼戻鋼の組織はソルバイトであるから其の炭化物は粒状をなして一様に分布し、焼鈍鋼に於けるが如くパーライトを形造つたり、結晶粒境界或は劈開面等の特殊な場所に凝集してゐない。夫故フェライトとの接觸面の大き並びに形狀換言すれば材質に與へる内部ノッチ効果に於て焼鈍鋼よりも遙かに小さいことになる。各溫度に於て焼戻鋼が焼鈍鋼よりも衝擊値が高いのは此理由によるものと考へられる。尙又此の内部ノッチに及ぼす溫度影響に就ても焼鈍鋼に於けるよりも小さかるべきことは容易に考へられるから其の結果として低温脆性は焼鈍鋼よりも輕度であるものと思はれる。

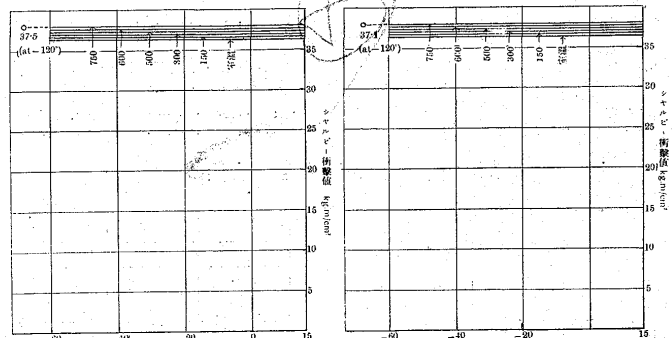
第10圖に見る如く  $C < 0.11\%$  の鋼が  $-120^{\circ}\text{C}$  に於ても低温脆性を示さないのはソルバイトをなす炭化物粒が極めて少い爲め、其の内部ノッチ効果が弱いためである。然し乍ら此等の試料も  $-190^{\circ}\text{C}$  に於ては著しい脆性を示すも

の故、前に述べた焼入試料と同様に  $-120^{\circ}$  と  $-190^{\circ}\text{C}$  との中間に於て低温脆性を起すものであることが知れる。而して此の低温脆性の原因に就ては極めて微量に存在する炭化物粒によるものとは考へられず、焼入鋼の場合と同じくフェライト自身に固有な低温脆性に基くものと考ふべきである。

$C > 0.19\%$  になると焼戻鋼に於ても低温脆性が顯著になる。これはソルバイトをなす炭化物粒の數が増す結果、隣接する粒子による内部ノッチ効果に連續性が生ずるからである。

(ii) 焼戻鋼に於ける變態點下の析出炭化物 低炭素の焼鈍鋼に於ては變態點下での析出炭化物が低温脆性の原因となることを既に述べた。焼戻鋼に於ては第10圖の曲線の場合の如く焼戻後水中急冷を行ふ場合には此の炭化物は問題とならないが、爐中緩冷を行ふ場合には如何と言ふに特別の場合(第2圖のP點以下の炭素量のものを其の固溶態の範圍で焼戻する場合)の外はやはり低温脆性の原因とならないことを知つた。以下に其の實驗を説明する。實驗に使用した鋼材は第1表の2, 3, 4の他に  $0.035\%C$  の低炭素鋼1種である。此等4種の鋼材を以て多數のシャルピー試片を製作し、先づ  $920^{\circ}\text{C}$  に於て焼入後、焼戻のため  $A_{c1}$  點の直下である  $750^{\circ}\text{C}$  に加熱し1hr 保熱後、各鋼材に就き試片5本を水中に急冷した。殘餘の試片は以後

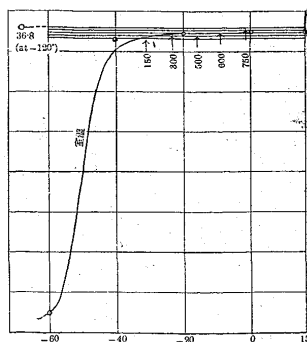
第11圖 焼戻溫度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 鋼材4(0.07% C) 第12圖 焼戻溫度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 鋼材3(0.05% C)



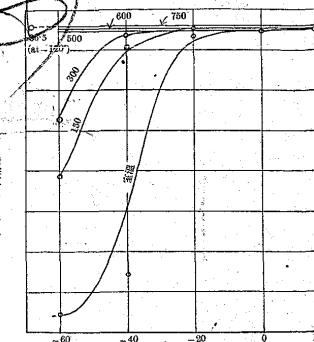
爐中緩冷却の途中で次々に  $600^{\circ}, 500^{\circ}, 300^{\circ}, 150^{\circ}\text{C}$  及び常溫に於て5本づつ水中急冷したのである。此等の試片に就ての低溫度衝擊試験の結果は11~14圖である。

圖に見る如く  $C > 0.04\%$  の鋼に於ては如何なる溫度から急冷した試片も皆同一の衝擊値を與へ、且つ毫も低温脆性を示さないが第14圖の極軟鋼だけは  $300^{\circ}\text{C}$  以下で急冷した試片が低温脆性を顯はしてゐる。本實驗の試片は大

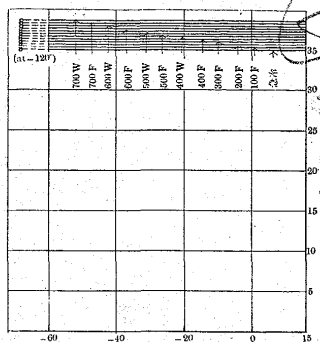
第13圖 焼戻温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 鋼材2(0.04%C)



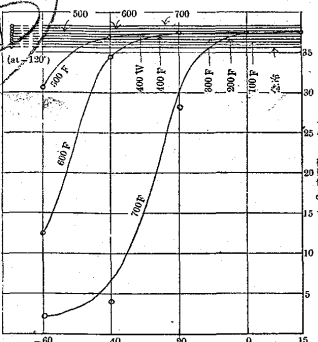
第14圖 焼戻温度から緩冷却の途中で水中急冷した試片の低温脆性 (0.035%C)



第15圖 種々の焼戻温度から急冷及び緩冷を行つた試片の低温脆性 鋼材3(0.05%C)



第16圖 種々の焼戻温度から急冷及び緩冷を行つた試片の低温脆性 (0.035%C)



部分完全に破折しないのであつて、試験機上の読みは何れも 37 kg/cm<sup>2</sup> 内外であるから曲線は皆相重なるべきものであるが圖に於ては衝撃値の不変であることを示す目的で便宜上此の値附近の平行線を以て此等を表はすことにした。従つて個々の曲線上には實測値を記入しないことにする。

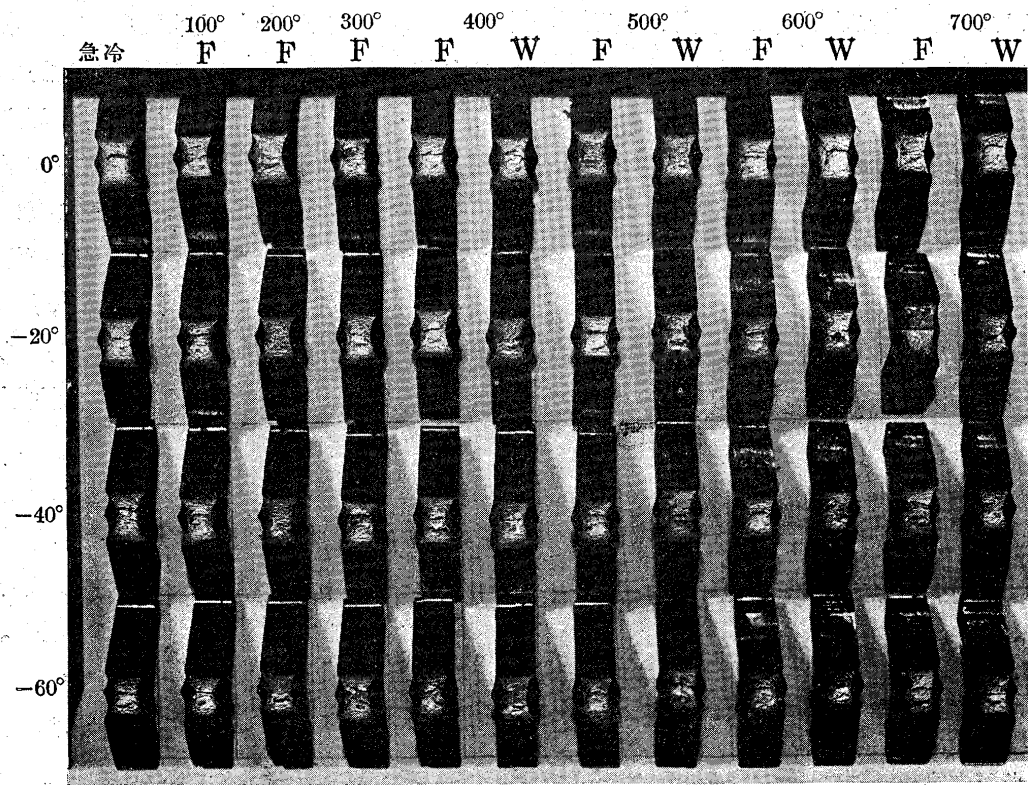
本実験の結果は次の如く説明されるのである。C>0.04%の鋼に於ては、變態點に極めて近い温度(750°C)で焼戻され、略々第2圖のP點に

近い量の炭化物がフェライトに固溶されても尙過剩の炭化物はソルバイト粒をなして残存する故、若し焼戻後緩冷却すれば温度降下と共に析出する炭化物は、核として存在する粘狀炭化物に影響されて總て粒狀をなして析出することになる。従つて本実験に用ひた如き低炭素鋼に於ては低温脆性が起らないのである。然るに C<0.04%の鋼例へば第14圖に示した極軟鋼の如きものに於ては之を750°Cに加熱すれば完全なフェライト固溶態となるから緩冷

全な固溶態をなしてゐるからである。第13圖の炭素鋼に於ては其の常温まで緩冷却した試片が -60°C で脆性を示してゐる。本鋼は C=0.04% であつて丁度中間的である爲め、試片のあるものは完全なソルバイト組織とならない爲めに低温脆性が顯はれたものと考へられる。

以上の事實を更に別の實驗に依つて確める爲め、鋼材3及び C=0.035% の極軟鋼を探り、焼戻後各温度に焼戻

寫眞6. 第15圖の破折試片の状況



却に伴つて析出すべき炭化物に對しては何等其の形狀を規定すべき核が存在しないのである。従つて焼鈍鋼の場合と同様に結晶粒境界及び劈開面上に析出され低温脆性が顯はれるのである。第14圖に於ても急冷温度が500°C以上のものに低温脆性がないのは此の温度以上に於ては鋼は完

し、焼戻後水中急冷(W)及び爐中緩冷(F)を行つた試片に就て低温衝撃試験を行つた。其の結果は第15圖及び第16圖である。本曲線圖に於ても平行線を以て表はした衝撃値は皆相重なるべきものであるが便宜上分離した。第15圖に於ては總ての焼戻温度から急冷及び緩冷した試片

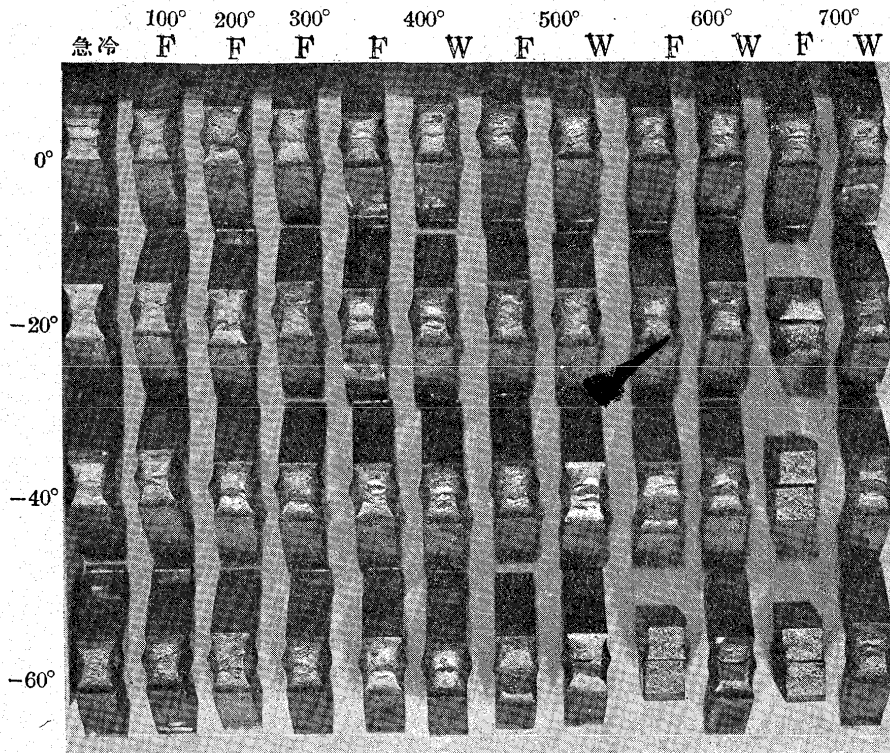
(ア: B) 3.2 x 4.2 = 13.44



3.7 x 3.1 = 11.47

25

寫眞 7. 第 16 圖の破折試片の状況



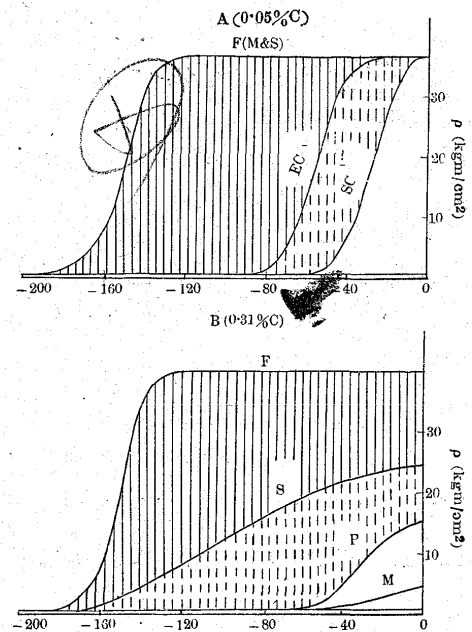
が何れも低温脆性を示さないが、第 16 圖に於ては 500°C 以上で焼戻を行ひ緩冷却した試片だけが低温脆性を顯はし第 14 圖の結果とよく一致してゐる。寫眞 6, 7 は本實驗の破折試片の状況を示したものである。

V. 炭化物の形態と低温脆性

前節までに於て低温脆性の原因をなすものは炭化物であり、熱處理の相違によつて脆性の顯はれる温度に差があるのは炭化物の形態が異なるためであることを述べた。依て本節に於ては之等を総合的に觀察して見る目的で鋼材 3 及び 7 を種々熱處理した場合の低温脆性曲線を一圖面に纏めて見た。第 17 圖 A, B は即ちそれである。

先づ極軟鋼 A に於て曲線 F は焼入又は焼入焼戻の場合のもので前にも述べた如く兩者殆ど相一致し、約 -150°C 前後で低温脆性が顯はれてゐる。此等の場合には極微量の炭化物は固溶するか又は小數のソルバイト粒子として存在してゐるため、其の影響は無視することが出来る故、此の曲線は略純粋なフェライト固有の低温脆性を示すものと考ふべきことは前にも述べた如くである。次に曲線 EC は焼鈍温度から冷却の途中變態點直下で急冷した試片の値故 F から EC への低下は變態中に析出した不正規な共析炭化物 (Eutectoid Carbide) に基く脆性効果である、又曲線 SC は常温まで緩冷却した試料即ち完全焼鈍した試片の値

第 17 圖 炭化物の形態と低温脆性の關係



故 EC から SC への低下は變態點下での析出炭化物 (Solubility Carbide) に

基く脆性効果であることが知られる。而して EC 及び SC は炭素量の増加と共に高温度に移動すると同時に次第に接近する  $C < 0.04\%$  の鋼に於ては EC は無く SC のみとなり、炭素量の減少と共に次第に低温に移る。かくして最も純粋なフェライトに於ては焼鈍状態でも其の曲線は F に一致すべきものと推定される。

次に鋼材 B に於ては、炭素量が高いため、其の低温脆性曲線は焼戻試片のは S, 焼鈍試片のは P, 焼入試片のは M の如くなる。本鋼に於ても若し鋼が炭化物を全然含有しないならば其の低温脆性曲線は F であるべきである。依つて F から S への低下はソルバイトをなす粒状炭化物による脆性効果であり、又 F から P への低下はパーライトをなす層状炭化物による脆性効果である。従つて S から P への低下は單に炭化物の形状が粒状から層状に變る爲めに起るものであることが分る。

斯の如く炭化物の存在に原因する低温脆性は、其の量並びに形態によつて脆性の起る温度即ち藤井氏<sup>8)</sup>の臨界帶脆點が著しく變化するがフェライト固有の低温脆性は其れが略一定し -150° 内外で起るものであることが知られる。

VI. 低温脆性に及ぼす酸素の影響

鋼の低温脆性に最も著しい影響を與へるものは其の含有する酸素である。第 18 圖は第 II 節の (ii) と同一實驗

⑤

26 29 x 27 = 7.83

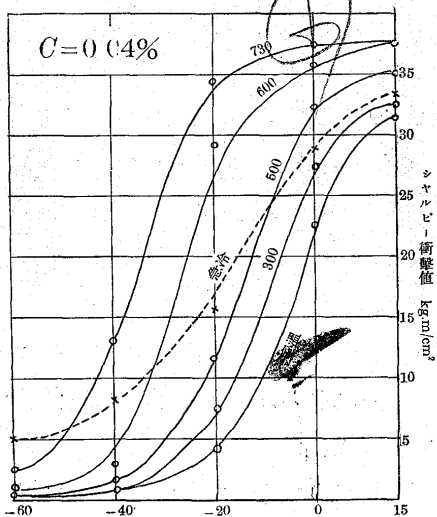
で得た曲線圖で、本圖に示す極軟鋼は其の炭素量が第1表鋼材2と同一であるにも拘らず、其の低温脆性の温度は著しく高く、換言すれば脆性が起り易いものである。圖に見る如く斯の如き鋼材は焼入した場合(急冷と記した曲線)でも低温脆性を示すのである。瓦斯分析の結果に依れば、鋼材2は其の酸素含有量が0.006%であるのに對し本鋼は約0.02%であつて遙かに高いことが知られる。

又第19圖はアームコ鐵に就ての曲線で、本鋼の化學的組成は

(%)	C	Si	Mn	P	S
	0.015	0.005	0.025	0.005	0.022

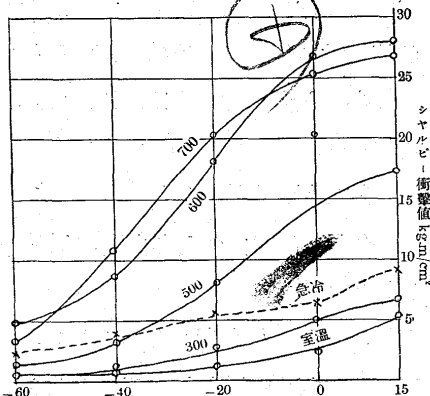
で不純物の量が極めて低く、其の炭素量は僅かに0.015%

第18圖 酸素含有量の高い極軟鋼の低温脆性



であるにも拘らず、其の酸素量は約0.1%で極度に高いものである。圖に見る如く常温まで緩冷却したもの即ち焼鈍試料に於てすら極めて脆弱であ

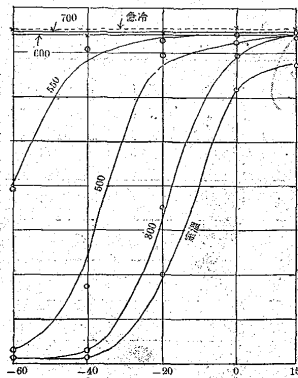
第19圖 受領状態でのアームコ鐵の低温脆性



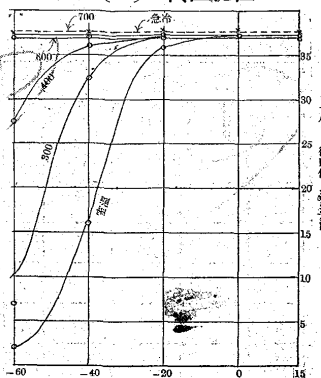
る。従つて其の焼入試片も亦著しい低温脆性を示すことが見られる。

次にアームコ鐵を再溶解し、逐次脱酸の程度を進めた試料(I)(II)(III)に就ての實驗結果は第20, 21, 22圖に示してある。此等試料の酸素含有量は夫々0.038%, 0.009%,

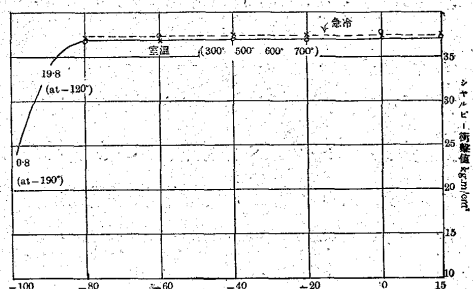
第20圖「アームコ」鐵脱酸試料(I)の低温脆性



第21圖「アームコ」鐵脱酸試料(II)の低温脆性

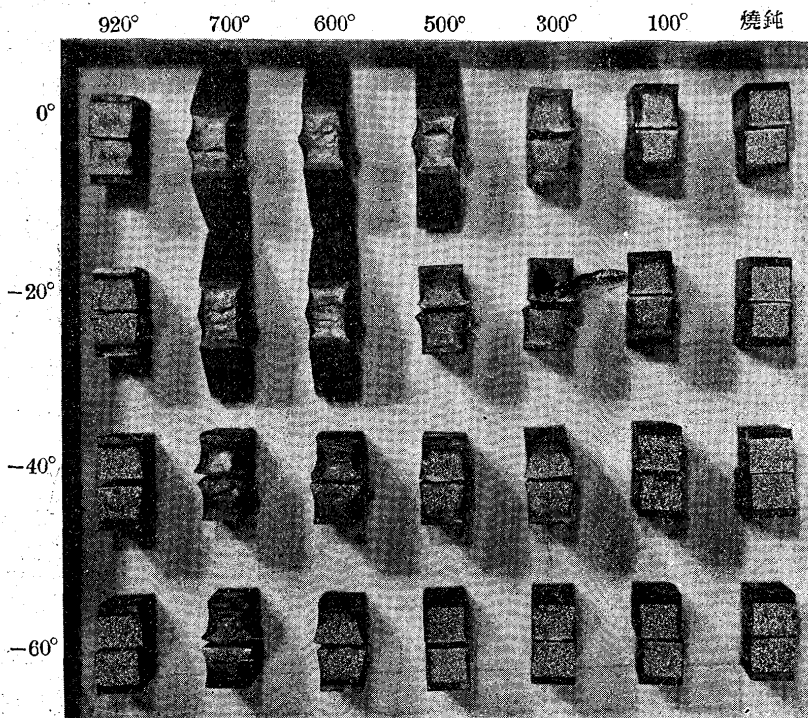


第22圖「アームコ」鐵脱酸試料(III)の低温脆性



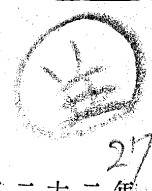
0.004%であつて最後のもの、酸素量は略々に普通製品に近いものである。圖に見る如く脱酸の進行に伴ひ、低温脆性が起り難くなり、衝撃値の低下する温度が低くなることが見られる。第22圖に於ては焼入のもの及び各温度で急冷した試片に就ての結果が皆殆ど一致してゐる爲め其の々の曲線を記することを省略した。此等の曲線は總て-80°Cまで全く低温脆性を示して居ない。念の爲め常温まで緩

寫眞 8. アームコ鐵受領の儘の破折試片の狀況



(A2B)

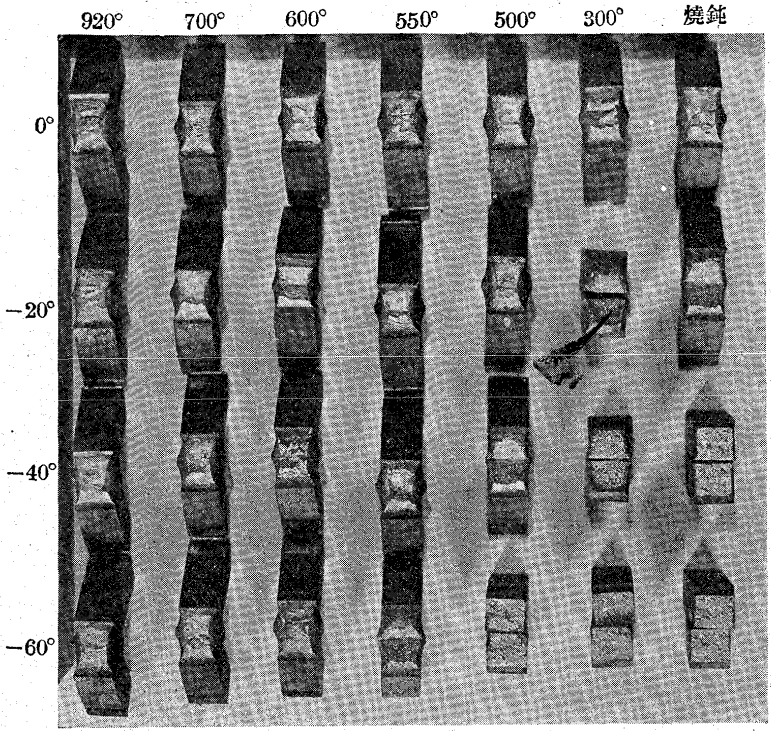
$3.0 \times 3.2 = 9.6$



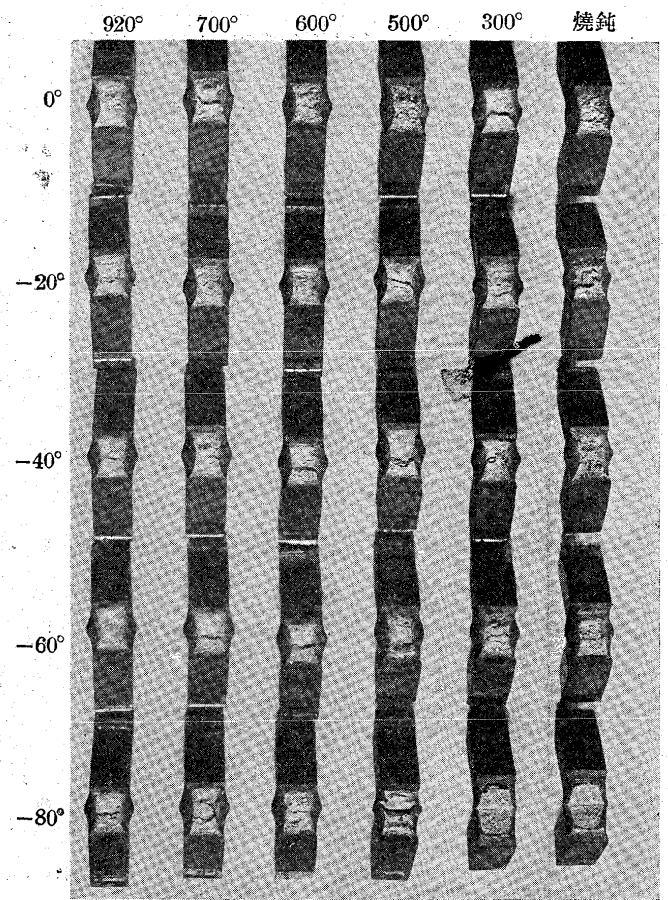
(A2B)

$2.7 \times 3.7 = 9.99$

寫眞 9. アームコ鐵脱酸試料(I)の破折試片の狀況



寫眞 10. アームコ鐵脱酸試料(III)の破折試片の狀況



冷却した焼鈍試片に就て更に低温度での試験を行つて見た結果  $-120^{\circ}\text{C}$  で  $19.8 \text{ kgm/cm}^2$ 、 $-190^{\circ}\text{C}$  で  $0.8 \text{ kgm/cm}^2$  の衝撃値を示した。本試料は炭素量が約  $0.015\%$  である爲め、炭化物による低温脆性は極めて微弱であるから上の如き結果を得るのは當然である。先に掲出した第1表中にアーム鐵再溶解と記したのは即ち本試料である。寫眞 8, 9, 10 は受領状態のアームコ鐵及び其の脱酸試料 (I) 及び (III) の破折試片の狀況を示したものである。

本實驗の示す如く、低温脆性に及ぼす酸素の影響は極めて著しいものであり、實驗の示す處によれば酸素量が  $0.01\%$  に近づく時は其の影響が急に大きくなるを知る。著者は酸素の影響を確むる爲め、本研究に使用した鋼材全部に就て酸素分析を行つた。其の結果は第2表の如くである：—

第2表 實驗鋼材の酸素含有量

鋼材番號	炭素量 (%)	酸素量 (%)	鋼材番號	炭素量 (%)	酸素量 (%)
アームコ鐵	0.015	0.00438	5	0.11	0.00278
1	0.028	0.00525	6	0.19	0.00256
2	0.04	0.00636	7	0.31	0.00217
3	0.05	0.00528	8	0.40	0.00200
4	0.07	0.00480	9	0.50	0.00258

本表を見るに炭素量の高いものは酸素量低く、炭素量の低いものは一般に酸素量が高い。本表中鋼材6以上の炭素量の高いものは酸素の影響は無かるべきも、鋼材5以下の炭素量の低いものに於ては多少酸素の影響によつて低温脆性

が増してゐるものと考へられる。然し乍ら其の含有量は略同等であるから其の影響も同程度と見られる故、此等鋼材が示す低温脆性の差はやはり主として其の炭素含有量によるものであることが知られる。一般に低温脆性を著しく示す様な低炭素鋼は其の製鋼作業上必然的に多量の酸素を含むこととなるから此等鋼材の低温脆性は酸素が常にその原因の一部をなしてゐるものと考へなければならない。特に脱酸不完全な鋼材に於ては其の影響が頗る大きいものである。此の事は又他方に於て製鋼方法と低温脆性との關係を見ても窺はれるので、鍊鐵、轉爐鋼、平爐鋼等で酸素含有量の高いものは常に低温脆性が著しく、よく精鍊された電氣爐鋼等には之れが尠いことから考へられるのである。

鋼中に存在する酸素の大部分は酸化鐵の形であるが、其の低温脆性に及ぼす影響に就ては、恐らく夫れ自身先に炭化物に就て述べたと同様な機構により脆性の原因をなすものと思はれる。然し乍ら、現在の所では鐵酸素系状態圖に於ける $\alpha$ 鐵に對する酸化鐵の溶解度の變化が未だ不明である爲め、其の眞否を明確に述べる事が出来ない。

VII. 結 論

28

本研究から次の諸事実を結論することが出来る:—

(1) 焼鈍鋼の低温脆性は、低炭素のものは、不規則な共析炭化物及び変態点下の析出炭化物、中炭素以上のものはパーライをなす層状炭化物に原因す。

(2) 焼戻鋼の低温脆性はソルバイトをなす粒状炭化物に原因す。

(3) 焼入鋼の低温脆性は過飽和固溶態相マルテンサイトに固有なものである。

(4) 極軟鋼を焼入したもの、又は焼入焼戻したものの低温脆性は  $-150^{\circ}$  内外で顯はれる。此等の試料は殆ど純粹に近いフェライト結晶粒からなり、炭化物の影響は無視することが出来る故、其の低温脆性はフェライトに固有なものと考へられ、其の原因は従來の學說によつて説明せらるべきものである。

(5) 炭化物の存在に基く低温脆性は其の量及び形狀に依つて臨界帯脆點が著しく異なるがフェライト固有のものは其れが一定である。

(6) 酸素含有量の高い鋼は低温脆性が著しい。故に低炭素鋼又は不完全脱酸鋼等に於ては酸化鐵が常に低温脆性の原因の一部をなしてゐるものと考へられる。

終りに望み本研究に當り、有益な御助言を賜つた東北帝大總長本多博士、及び研究の機會と不斷の激勵を與へられた日本特殊鋼合資會社々長渡邊博士に謹んで謝意を表し、尙又試料の瓦斯分析の勞を採られた同社技師矢島忠和氏に厚く御禮申し上げる次第である。 終り。

参 考 文 獻

- 1) F. C. Langenberg; J. Iron Steel Inst., Carn. Schol. Mem., Vol. XII (1923), P. 75  
F. Körber u. A. Pomp; Mitt. Kais-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Bd. VI (1925), S. 33 u. Bd. VII. (1925), S. 43  
R. H. Greaves & J. A. Jones; J. Iron Steel Inst., Vol. CXII (1925), No. 2, P. 121  
山田氏; 金屬の研究, 2 (1925), P. 655  
R. W. Moffat; Canadian J. of Research, Vol. II (1930), May  
J. F. Cunningham & J. Gilchrist; Trans. Am. Soc. St. Treat., Vol. 19 (1932), No. 7, P. 624  
R. Sergeson; Trans. Am. Soc. St. Treat., 19 (1933), No. 4, P. 368  
B. M. Suslow; Iron Age, Vol. 133 (1934), No. 5, P. 18  
藤井氏; 金屬の研究, 12 (1935), No. 4, P. 189  
渡邊永澤; 鐵と鋼, 21 (1935), No. 11, P. 880
- 2) E. Maurer u. R. Mailänder; St. u. E. 45 (1925), Nr. 12, S. 409
- 3) F. Körber; St. u. E. 45 (1925), Nr. 28, B. 146
- 4) 濱住、上田、諸岡氏; 鐵と鋼, 14 (1928), No. 8, P. 659
- 5) 藤井氏; 上 掲
- 6) 渡邊永澤; 上 掲
- 7) 山田氏; 上 掲
- 8) 藤井氏; 上 掲