

で 60 秒前後である。

シェルモールド法を用うれば従来の鋳物に比べて寸法が正確で鋳肌が美しい。一個のシェル鋳型の製作時間は数分以内であるから大量生産に適する。造型機を使うので熟練工を要しない。又収縮量の大きい金属に対して押湯が少なくてすみ、地金の歩留りがよい。その理由はシエ

ル鋳型は注湯後発熱を伴うので冷却速度がゆるやかで、従つて押湯の凝固時間が長く保たれるからである。かよりに多くの利点があるが、現在のレジンの価格から考えて鋳型のコストが高くつく。しかし多量生産の出来る鋳物に適用するときは人件費が非常に少なくてすむので、鋳物としての生産費が普通鋳物以下になり得る。

## 低 温 度 に 於 け る 鋼 材 の 特 性

長 谷 川 正 義†

### MECHANICAL CHARACTERISTICS OF STEELS AT LOW TEMPERATURE—A REVIEW.

M. Hasegawa, Dr. Eng.

本稿は零下温度に於ける鋼材の機械的特性、とくに鋼の切欠脆性に関する最近の研究の現況を紹介し、併せて低温用鋼材選択の問題を解説したものである。

いわゆる鋼の低温脆性は、古くから多くの研究者にとつて興味の対象となつていたが、第2次大戦中米国の熔接船体に続発した破損事故に端を発し、この問題は広く“鋼材の切欠脆性”なる課題の下に再び活潑に論議されることになつた。

鋼材の切欠脆性については、本誌でもすでに熔接性に関連して木原博士が詳細な技術資料〔“鋼材の熔接性”，鉄と鋼，40，(1)，昭 29，p 43〕を執筆されているが、本稿でも与えられた課題を系統的に解説するためには、再び鋼の切欠脆性、遷移温度などの問題を論じなければならないので、敢えて一部の重複をいとわずこれらのテーマを載録することとした。

#### I. 緒 言

零下温度に於いて鉄鋼の示す機械的特性については、かなり以前から多くの研究が行われていた\*。また実際に低温あるいは寒地で鋼材を使用した場合の脆化による破損事故の発生も種々経験されていたが、しかしこの鋼のいわゆる低温脆性 (low temperature brittleness) の本質や機構に関しては十分解明されていながつた。ことに実際使用状態に於いて鋼材の示す性質と、試験状態に於いて試験片の与える測定値との間の関係が明らかにされていながつたので、実用状態の安全性を確める手段は未知のままに放置されていた理である。

近年冷凍工業、ガス液化、石油精製など工業用装置として零下温度を使用する機会が多くなつてきたが (Table 1) 1)，さらに寒地または冬期における車輛、レール、機械部品、あるいは高々度飛行の航空機もかなりの低温に曝される機会が多く、従つてこれら低温に於ける鉄鋼部品

の破損のデータはわが国でも戦前かなり豊富で、例えば満洲に於ける兵器、車輛の冬季の折損例が予想外に多いことを示す資料もあつた。

さて第2次大戦中米国では輸送船、タンカーなど船舶の急激な需要に應ずるために約 5000 隻に上る多量の全熔接船を建造したが、当時 1942 年末から翌年 3 月にかけてその内の 20 数隻に鋼材の亀裂に基く重大な損傷を生じ、その特に著しい例はタンカー Schnectady 号及

Table 1. 低温工業の数例 [Petty]

操 作 の 種 類	作業温度 (°C)
石油精製に於けるプロパン脱蠟	-40
血漿の冷凍乾燥	-40
ペニシリンの冷凍乾燥	-40~-90
塩素の液化	-55
石油精製に於ける亜硫酸ガス脱蠟	-60
亜酸化窒素の精製	-90
工具鋼のサブゼロ処理	-90
人造ゴムの製造	-100
天然ガスの液化	-160
コークス炉ガスからのエチレンの分離	-190
液体空気その他の製造	-190
天然ガスよりのヘリウムの抽出	-200

† 早稲田大学助教授、工学博士

び Esso Manhattan 号の船体が真二つに折損した有名な事件である。なおその後 1946 年 7 月までに同様の大折損例は 8 隻、重大な損傷例は 130 件以上を算えたという<sup>2)~4)</sup>。

このため当時米国では 1943 年 4 月直ちに海軍の命令によつて National Defense Research Committee 内に設けられた War Metallurgy Comm. を中心として、大学、工場、研究機関が協同してその原因と対策を強力に研究した。この調査研究は戦後も Navy Dept., Bur. of Ship. が主導し、現在なお多数の論文が主として造船及び溶接関係誌に掲載されている。

最近わが国の近海でも冬期同種の例が 2 件スウェーデン製の船に起つたことは我々の記憶に新たな処である。とにかくこの問題は従来大量に使用されていた構造用リムド鋼に大きな疑問をなげ、また溶接構造の欠陥に重大な関心が払われる端緒となつたが、さらにこれら各方面の研究の結果は鋼材の低温脆性に関する従来の考察や試験方法を一新する必要を示唆するに至つた。

なお船舶以外の構造物についても、この問題を契機として溶接構造のみならず鋳造の圧力容器その他にも同様の事故が発見された。例えばヨーロッパに於いては溶接橋梁の破壊が 3 年間に数件連続して発生し、何れも完成後約 1 ヶ月程度で、しかも 1~3 月の冬期に生じた事故であつた。その他カナダの橋梁、アメリカ、北欧に於けるアンモニア、水素あるいは油タンクの破壊など 30 数例が報告されているが<sup>5)6)</sup>、その他多くの原因不明の構造物の破損事故も、恐らくこの鋼材の切欠脆性を原因とするものが多いと見られる。

## II. 鋼材の切欠脆性

このようにして米国では造船材料の脆性破壊の実例が詳しく調査され、その結論として次の如き点が明らかにされた。すなわち、(1) 破損鋼板より採取した試料は何れも常温の機械的試験成績には全く異常が認められない。(2) 破損試料の破断面はほとんど塑性変形の跡がなく、完全な脆性破面を示していた。(3) 殆んどの損傷が低温時に発生している。(4) 一般に溶接あるいは工作上の欠陥として切欠が存在している場合には、零下温度以下でなくてもこの種の脆性破壊を生じ易いことである。

すなわち鋼材の切欠脆性 (notch brittleness) は従来考えられていた如く零下温度のみに生ずるものではなく、勿論低温の条件は重要ではあるが後述する諸因子の作用によつて零度以上室温へ、さらに高温側でも生じ得る現象であることが判つた。以下この研究を中心とし

て展開された切欠脆性に関する基礎的な実験結果を引用してみよう。

一般にフェライト鋼のシャルピー試験に於ける如き有溝衝撃値 (吸収エネルギー) を温度とともに図示すると Fig. 1 の如き曲線が得られるが、この場合高温側に於ける破断は剪断型破面 (shear-type fracture) を示すのに反し、低温側では劈開型 (cleavage-type fracture) を示すようになる。そしてこのエネルギーの低下する温度を一般に遷移温度 (transition temperature) とよぶが、その定義については種々の説があり、必ずしも一定していない。

すなわち遷移温度の定義としては<sup>7)8)</sup> (1) 最大吸収エネルギーの低下し始める温度 (Fig. 1. の  $T_1$ )、(2) 吸収エネルギーが高温及び低温の値の算術平均を示す温度  $T_0$ 、(3) 試片破断面に於いて剪断破面と劈開破面との割合がある一定値を示すに至る温度、(4) 試片ノッチ底部の断面収縮率から定めた温度、などが提唱されているが、この他(5) 実用的にはアイゾット型 V ノッチを

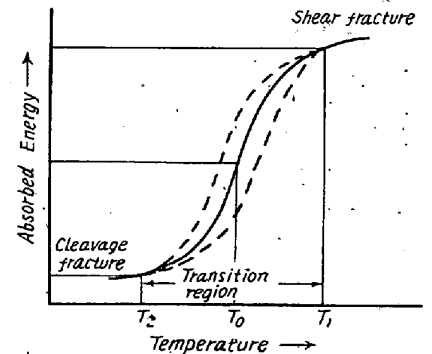


Fig. 1. Schematic representation of transition temperature.

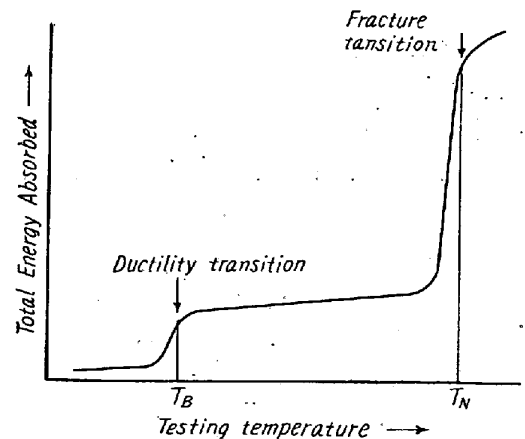


Fig. 2. Fracture and ductility transition curves.

有するシャルピー衝撃試片による実際試験データから、15ft·lbs (=2.1 kg·m) を示す温度  $Tr_{15}$  を遷移温度と規定することも慣用されている。

しかし古くから行われているアイゾット又はシャルピー試験の如き小型試片による曲線は一般にその勾配が緩

かとなる傾向があり、これに反して次項にのべるような大型試片による切欠引張又は引裂試験では急激なエネルギーの減少を示し、明瞭な帯脆点が多いため、遷移温度は試験法によつて変化する性質のものであることが判る。

なお Osborn 等<sup>8)9)10)</sup>の最近の研究によれば、この遷移温度には実際は2種類の型式があるという。すなわち Fig. 2 に示した通り第1段は試片のノッチ部に亀裂が発生するに要したエネルギーであり、第2段はこの亀裂が試片内を伝播して終に破断するまでに要したエネルギーであつて、しかもこの2つのエネルギーは各々異つた温度で急激に減少するものとみられる。而してこの前者のエネルギーの急減する温度を靱性遷移温度 (ductility transition temperature)  $T_N$  といひ、破面は完全な劈開型となるのに反し、後者のエネルギーの急減する臨界温度は破断遷移温度 (fracture transition temperature)  $T_B$  と呼ばれ、破面にはノッチ底部に塑性変形部を残留している。なおこのことから  $T_N$  はノッチの形状、鋭鈍に大きく影響されるが、 $T_B$  は殆んど影響を受けないこと、及び  $T_B$  は常に  $T_N$  より高温側に生ずることが知られる。

### III. 切欠脆性の試験法

以上のような鋼材の切欠脆性を判定するために、これまでに多くの試験法が提案された。しかし一般にそれらの試験法によつて得られた結果は、相互に有機的な関連がなく、且つ同一試験法にあつても相似の法則が成立しないから、試片の大きさ、ノッチ形状などによつて夫々異なる成績が得られるのみならず、実際の使用状態に於ける状況を適確に判断することの出来る実証的な試験法も知られていない。以下従来広く利用されている試験法を簡単に列挙してみよう。

#### 1. 衝撃試験

古くから行われていた切欠試片を用いるシャルピー又はアイゾット衝撃試験も鋼材の切欠脆性測定に広く利用されている。しかし標準のシャルピー試片、すなわちメナーゼル (Mesnager) 型Uノッチ (ノッチ深さ 2mm  $r=0.5$ mm) では前記の如く遷移温度が明瞭に現われない欠点があるので、Uノッチでは深さを 5mm とするか鍵穴ノッチ (keyhole notch) またはアイゾット型のVノッチ (45°, 深さ 2mm,  $r=0.25$ mm, これをV2型という) あるいはV5の方が汎用されている。(Fig. 3 参照) なお Fig. 4 に試片形状、ノッチサイズの相異が遷移温度に及ぼす影響を例示した<sup>11)</sup>。また Schnadt 衝撃

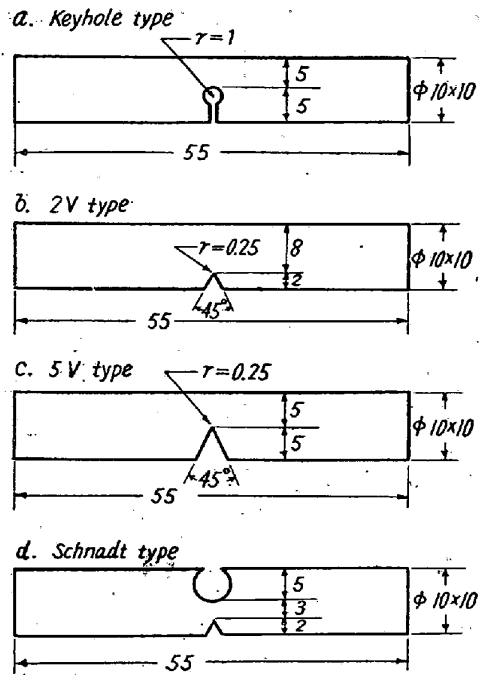
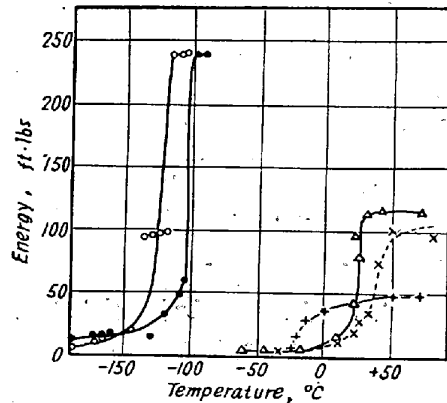


Fig. 3. Several types of Charpy impact specimen.



- un-notched single width (10×10×55 mm)
- un-notched double width (10×20×55 mm)
- + standard keyhole notch
- △ standard V-notch
- × standard V-notch ( $r=0$ )

Fig. 4. Effects of specimen size on energy transition curves of an 0.23%C, semikilled steel.

試験<sup>12)</sup>は Fig. 3, d の如くノッチの反対側に円形の溝を付け、これに硬鋼丸棒を嵌めてこの部分を槌打するので、圧縮応力の影響を除くように考案されたものである。

#### 2. 引張試験

普通の丸棒又は板状引張試験片の中央にノッチを付したのも稀に使用されるが、特に鋼板の切欠脆性判定のために提案されたものは Fig. 5 a 又は b の如く実用

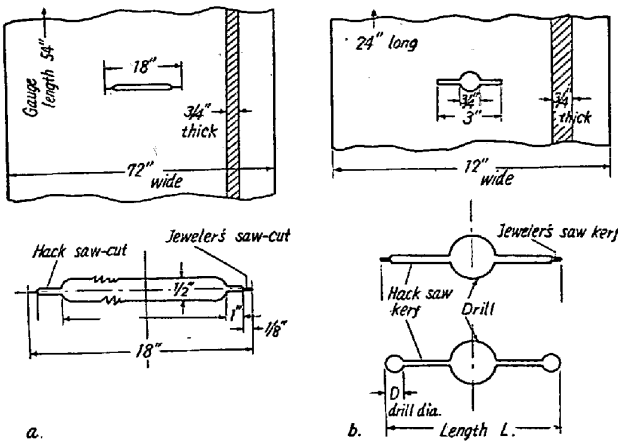


Fig. 5. Two typical wide notched tensile specimens.

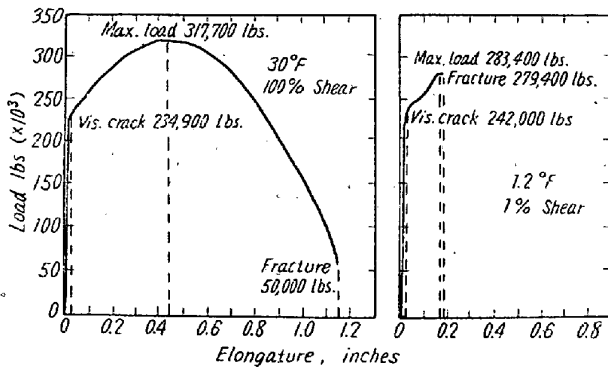


Fig. 6. Load-elongation diagrams obtained in 12-inch wide notched tensile tests. Specimens were 0.18%C, semikilled ship plate. [Carpenter-Roop]

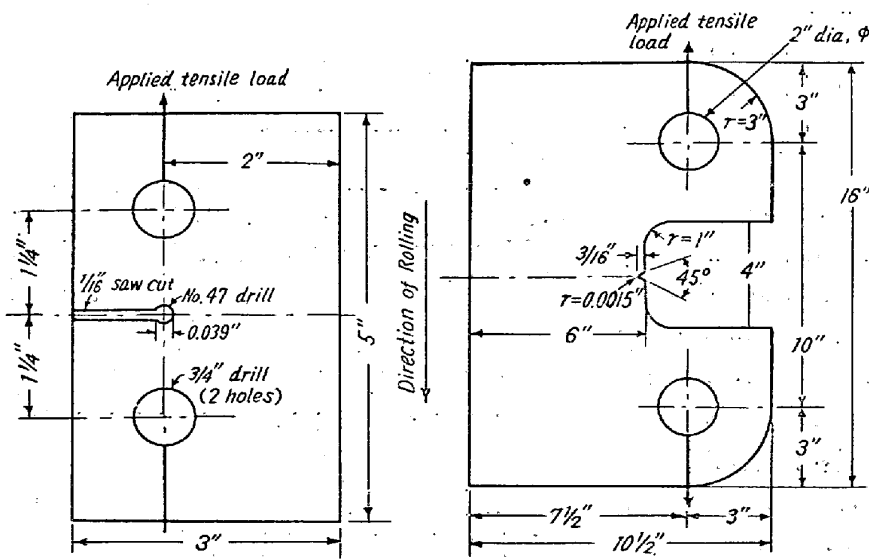
板厚の試料の中央に図の如き切溝を入れた試片で<sup>2)13)14)</sup>, Stout等<sup>13)</sup>はこれによつて初めて実際の船体鋼板に關す

る遷移温度の測定を行つた。試片の巾は 12''~72'', 板厚 3/4'' で、板の中央に荷重方向に直角に切溝を入れ、且つその両端に stress raiser として宝石用鋸で鋭い細溝を付したものである。試験温度を変えてこの試験による破断エネルギーを求めると Fig. 6<sup>15)</sup> の如き応力-歪曲線が現われ、船舶用鋼板の製鋼法、板厚との関係、その他破損船体の破壊の原因を明らかにする重要なデータが得られた。

また試片の両縁に切溝を入れた引張試験も使用され、Boodberg等<sup>16)</sup>, その他<sup>17)18)</sup>によつて同様のデータが報告されている。

3. 引裂試験

同じく船体用鋼板の試験法として新しく実施されたものに引裂試験 (tear test) があるが、Kahn<sup>19)20)21)</sup>によつて初めて提案されたので、一般にカーン引裂試験 (又は Navy tear test) と呼ばれている。試験片としては Fig. 7, a の如き形状の鍵穴ノッチを有する 3'' x 5'' 板状の試片で、引張と共に曲げ応力が作用する如く考案されているが、さらに大型の引裂試験片としては Bag-sar<sup>22)23)</sup>の提案になる Fig. 7, b のようなものがあり、また小型の引張試験片の一侧にノッチを有するものなどである。なお切欠丸棒試験片に対して引張りと共に曲げを与える特殊なエクセントリック機構の試験機も Klingler等<sup>24)</sup>によつて用いられた。Fig. 8 はカーン引裂試験による荷重-伸曲線の一例で<sup>19)</sup>, これより亀裂発生に要するエネルギー、亀裂進行のエネルギーを求め、且つ試片の剪断破面率より破断遷移温度を決定することが出来る。



a) Kahn-type specimen      b) Bag-sar-type specimen  
Fig. 7. Tear test specimens

4. 曲げ試験

切欠試片による静的曲げ試験も同様の目的に広く使用され、これに数種類がある<sup>5)25)26)</sup>. すなわち Fig. 9, a はレハイ (Lehigh) 試験片と呼ばれるもので、溶接ビードを置いた試料を試験するのに適当である。その他同図 b の如きペンステート (Penn-state) 型試験片や、あるいは Kinzel, MIT, Jackson, NRL, オーストリア型などの多種の試片が提案されている。Fig. 10 はレハイ曲げ試験による結果を示すものであるが<sup>7)</sup>, 同図に於いて最大荷重の曲げ角度より求めた遷移温度は靱性遷移温度を示し、剪断破面率より決定したそれは破断遷移温度を表わすものである。

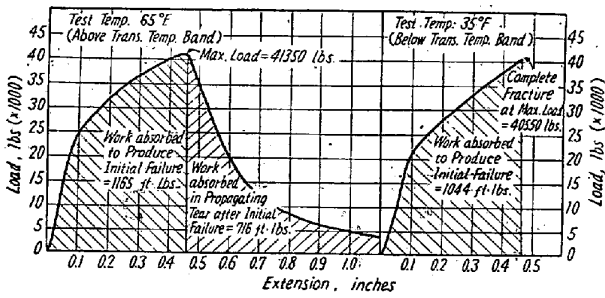
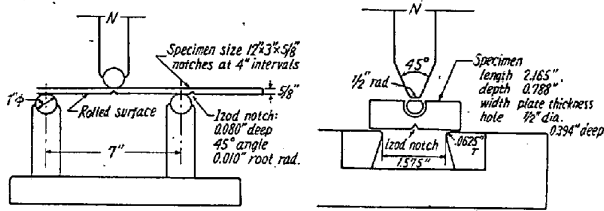


Fig. 8. Typical load-extension diagram obtained in tear tests above and below transition temperature. Specimen:  $3/4$ " as-rolled, semikilled steel plate. [Kahn-Imbombo]



a) Lehigh design b) Penn-State design  
Fig. 9. Notched bend test specimens.

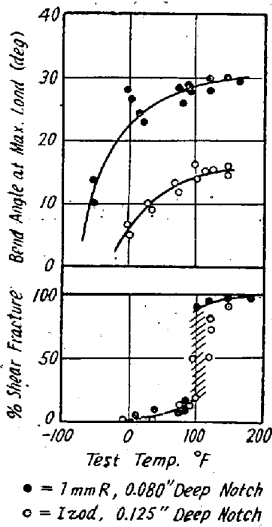


Fig. 10. Example showing results of Lehigh bend test and effect of severity of notch. Specimen used: 0.25% C, Si-killed  $3/4$ " steel plate. [Stout-McGready]

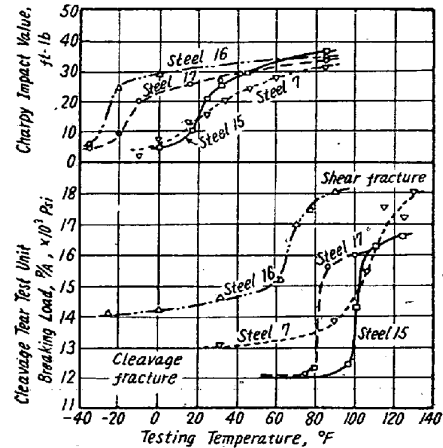
究されていない。

また各種の試験法の相互関係についても不明の点が多く、さらに同じ試験法でも次節にのべる通り試片及びノ

5. その他の試験法

以上列挙した機械試験法の他に、なお目的によつて切欠引張衝撃試験<sup>27)</sup>、切欠疲労試験<sup>28)29)</sup>なども行われるが、何れも試片はノッチを有することを特徴とする。また特種の試験法としては、火薬の衝撃的な爆発力を利用して各温度で試片を破断し、遷移温度を火薬量に対してプロットする提案などがあるが<sup>30)31)</sup>広く普及していない。

このように鋼材の遷移温度の測定法は実用鋼材より採取した大型試片より出発して、その実験結果を再現し得るような小型試片による試験法が多数提案されて来たが、現在なお使用状態の鋼材の特性を正しく推測し得る試験法は探



Specimen No.	C	Mn	P	S	Si	Al
7	.21	.44	.020	.033	.01	.....
15	.20	.45	.019	.029	.07	.....
16	.17	.40	.012	.034	.18	.004
17	.19	.42	.015	.030	.07	.....

Fig. 11. Comparison of transition temperatures by Charpy impact and cleavage-tear tests. [Bagsar]

ッチ形状などによつて遷移温度及びその現われ方が異なるものである<sup>32)</sup>。例えば Fig. 11 は同一鋼材についてシャルピー衝撃試験とカーン引裂試験とより求めた遷移温度の移動を示す一例である<sup>23)</sup>。

なお鋼材の遷移温度を常温の静的引張試験結果より推定する試みも行われている<sup>33)34)</sup>。例えばTör-Stout等<sup>33)</sup>は丸棒試験片による常温引張試験の絞りの値と、同一処理材料のVノッチ・シャルピーより求めた遷移温度との関係を調べて Fig. 12 の如き結果を得ているが、その他強度/降伏比、又は伸びの値との関係を研究したデータもある<sup>35)</sup>。

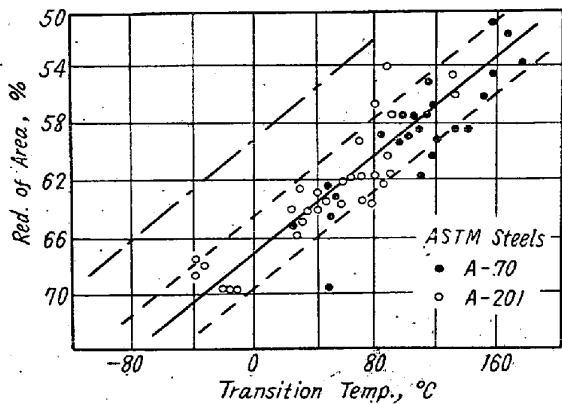


Fig. 12. Relation between transition temperature and reduction of area. V-notch Charpy test criterion: A-70 and A-201 steels after plastic strains and heat-treatment. [Tör, Stout & Johnston]

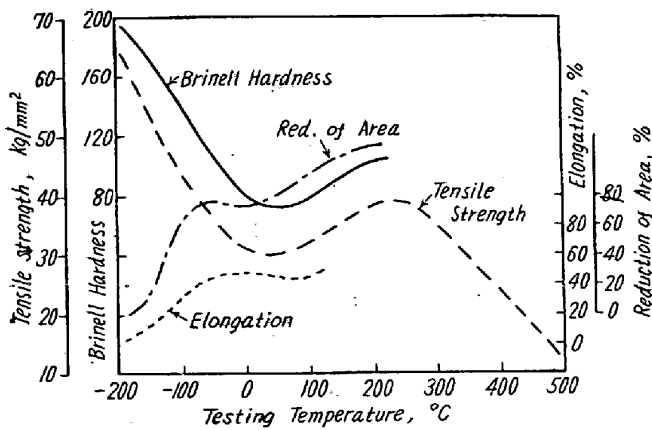


Fig. 13. Change in tensile strength, elongation, reduction of area and hardness of armco iron with change in temperature. [Iguchi]

IV. 切欠脆性に及ぼす機械的因子

いま鉄鋼の高温より零下温度にいたる静的機械試験成績の変化を例示すれば Fig. 13 の如くである\*。すなわち鉄は一般に零下温度に至れば次第に抗張力, 降伏点, 硬度を増大し, 伸び, 絞りを漸減するが, 他方高温側でも温度と共にそれらの性質はかなり複雑な変化を示しているから, このように静的な無溝試験では, 低温が特に異常に急激な影響を与えるものとは認められない。

しかしノッチの存在又は歪速度の増大は, 例えば有溝衝撃試験にみられる通り, 低温ないし常温附近に於いて明瞭な靱性の急減を示すに至るものである。このような切欠脆性に対して, 温度以外の主として機械的な外的因子を列挙すれば次の如くである。

1. 歪速度

試片に与える荷重速度の影響は, 前節の試験法からも推定されるように, その増加と共に遷移温度は上昇する。このことはさきの静的試験と衝撃試験との差異からも明らかであり, 古くから知られていた事実である。しかしノッチ効果が重畳されると, この関係は必ずしも一義的には定められない。ただ同一条件の試験法にあつては, 例えば McGregor 等<sup>36)</sup>による遷移温度と歪速度との間の函数的関係の存在などが報告されている。

2. 試片サイズ

一般に試片の寸法が増大すれば遷移温度が上昇して現われることが認められている<sup>20)22)34)</sup>。これを寸法効果 (size effect) といい, 秋田<sup>37)</sup>によつて詳細に論じられている。なお Davidenkov 等<sup>38)</sup>によれば, この効果もある限度以上では減少するという。

また試片厚さの影響も大きく, 板厚の増加とともに遷

移温度は高温に移行するが, その原因は次にのべる3軸応力の増加の如く単なる機械的因子のみならず, 造塊, 圧延及び冷却効果などの冶金的因子も大きく影響していると考えられる。Fig. 14 は Stout 等<sup>7)</sup>による試験の一例で試片板厚が靱性及び破断遷移温度に及ぼす効果を示している。

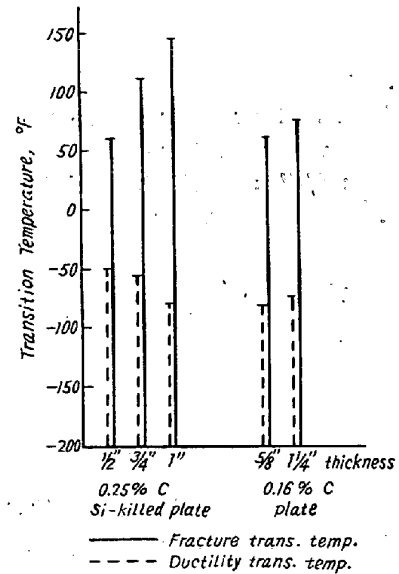


Fig. 14. Effects on fracture and ductility transition temperatures of different as-rolled plate thickness from same heats. [Stout-McGready]

3. 多軸応力

2軸及び3軸応力の増加は板厚の増大やノッチ部変形の制約などによつて現われ, その結果遷移温度の上昇を生ずるが<sup>18)22)39)</sup>, これは当然ノッチ部の応力集中の程度にも関係する。なお Fig. 15 は Rosenthal-Mitchell<sup>18)</sup>

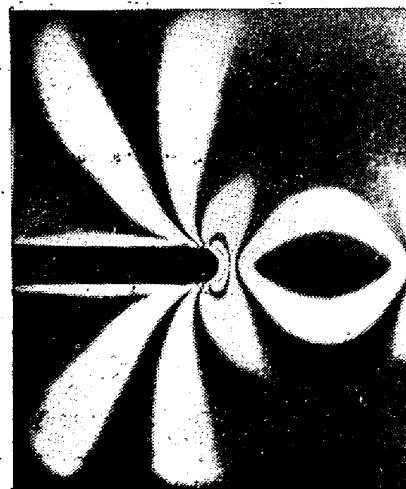


Fig. 15. Photoelastic pattern in the deep-notched model of the tensile specimen. [Eshleman & Herrmann]

の報告より転載した切欠引張試片のモデルによる光弾性写真であるが, 応力集中, 2軸応力度の模様を推察することが出来る。

4. 切欠効果 (Notch effect)

試片に於けるノッチの存在が切欠脆性を促進する大きな因子であることはすでに繰返え

し述べてきた処である。すなわち試片のノッチ深さが増大すれば遷移温度を上昇し、またノッチ尖端の角度、半径が小となり、いわゆる severity が増加すれば同様に遷移温度を上昇することはさきの Fig. 4 及び 10 の実例からも首肯される。

V. 切欠脆性に及ぼす冶金的因子

1. 化学成分

切欠脆性に及ぼす冶金学的な因子の内最も大きな影響を与えるものは言うまでもなく化学成分であり、古くから多くの研究が行われ、低温用鋼材選択の基本的な課題とされていた。しかしここでは主として最近の研究<sup>35)40)</sup>

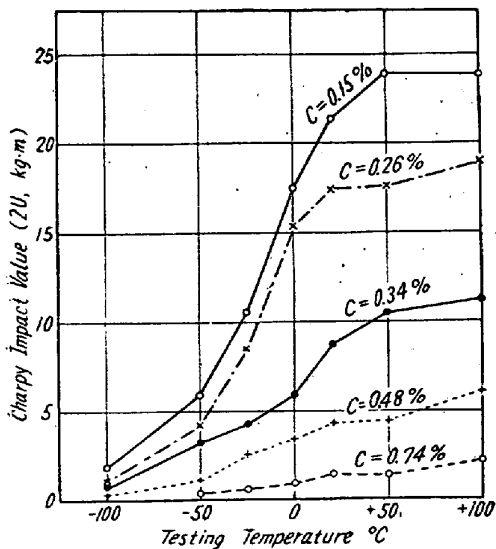


Fig. 16. Changes in charpy impact value of various carbon steels annealed with decrease in temperature from +100° to -100°C. [Hasegawa]

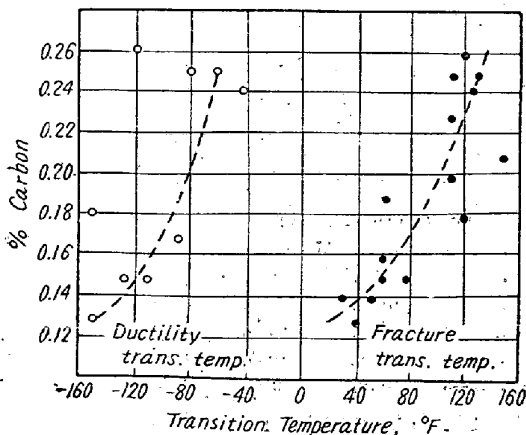


Fig. 17. Influence of carbon content on fracture and ductility transition temperatures. [Stout & McGready]

15)を中心として炭素鋼に及ぼす少量の添加元素又は不純物元素の影響のみを論じ、合金鋼については後に触れることとする。

炭素 鋼材の低温脆性は純粋のフェライトのみでも現われる鉄本来の性質であるが、このフェライト中に固溶する程度の微量の C の影響は未だ明らかにされていない。しかし実用鋼材で問題になる量の C は殆んど炭化物状態のものであろう。その意味で C 量の増加は標準状態の鋼の遷移温度を上昇させる最大の因子の一つである。C の影響に関する研究はすでに十分行われているが、その一例を Fig. 16 及び 17 に掲げた。すなわち Fig. 16 は著者\* の試験による各種炭素鋼の低温衝撃試験成績を示し、Fig. 17 は Stout 等<sup>13)</sup> による低炭素鋼についての試験結果を示したものである。

マンガン 普通炭素鋼に含まれる程度の Mn は遷移温度の低下に有効な合金成分であることが多くの試験によつて認められている<sup>40)~44)</sup>。(Fig. 18 a 参照)。とくに造船用鋼板の切欠脆性の問題が詳しく検討されるに及んで、Mn と C との関係、すなわち Mn/C の値と板厚との関係が経験的に、また実験的に明らかにされ、軟鋼の Mn/C の値が高いほど一般に遷移温度が降下すること

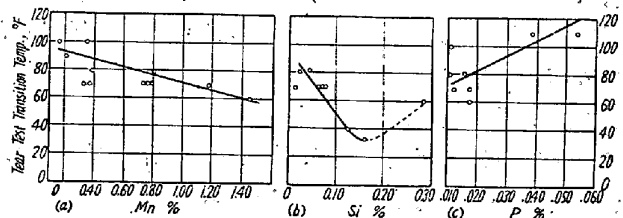


Fig. 18. Influences of manganese, silicon and phosphorus contents upon transition temperature of mild steels. Specimens were 3/4" semikilled laboratory steel, and finished at 1850°F.

[Banta, Frazier & Lorig]

が認められた。例えば Fig. 19 は Barr-Honeyman<sup>42)43)</sup> による試験データであるが、その他同様の結果は多くの実験によつて確認されている。

従つて現用の造船鋼材の規格では、切欠感度の大きい厚板に対しては Mn/C 値の高い成分を規定している。(後節 Table 5 参照)。なおこの Mn の効果は脱酸または脱硫、フェライトの強化、及び結晶粒度の微細化などの綜合作用に基くものと思われる。

珪素 Si は普通構造用鋼に含まれる程度では、主としてその脱酸効果のために遷移温度を低下する好影響があるが<sup>40)35)</sup>、やや多量の場合にはフェライトを脆化し反対

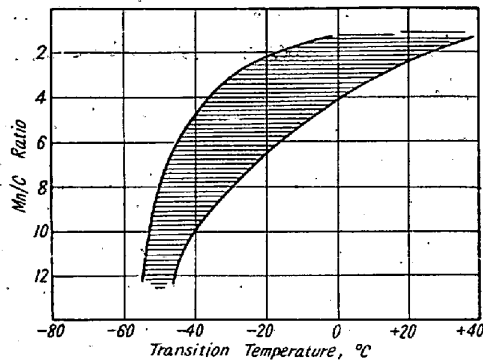


Fig. 19. Transition ranges (90% fibrous to 90% cleavage fracture) for normalized steels of varying Mn/C ratio. [rearranged by Barr & Honeyman's data]

に作用する。(Fig. 18 b). しかし Si 単独の効果や、鋼中の存在状態との関係を厳密に検討した研究はない。

燐, 硫黄 普通鋼中に不純物として含まれる程度の少量の P も遷移温度の上昇に敏感に作用するから、切欠脆性が問題となる鋼材では P の含有を可及的低減する必要がある。(Fig. 18, c 及び次項参照). ただし S の作用は P ほど鋭敏ではないようであるが、この点について定量的な実験報告は無い。

銅, ニッケルその他 普通鋼中に混在する程度の Cu は鋼の切欠感度に大きな影響を与えないものと見做してよい<sup>40)</sup>. しかし後にのべるように Cu を有害成分と考える報告もある<sup>45)</sup>. 但し Cu 0.5~1.2% 程度を添加した Cu 鋼は焼鈍又は調質状態で遷移温度の低下に有効な成分となり得ることも知られている<sup>46)47)</sup>.

同様の理由によつて Ni, Cr もまた合金成分として有効であることは知られているが、炭素鋼中に 0.2~0.3% 以下を不純物として含むような場合には、必ずしも遷移温度を降下する如く働くとは断定し得ない。なお Mn についても同様である。

その他不純物としての As, Sn も遷移温度を上昇するが、極軟鋼に於ける 0.1% 以下の影響はほとんど無視し得る程度であるという<sup>48)</sup>. V も 0.1% 以上残留すれば遷移温度を上昇する<sup>35)</sup>.

さて以上に集録した化学成分の影響は主として軟鋼に於ける場合であるが、もちろんこれらの元素が共存する場合は上記の単独の効果とは異なる作用を示すであろうから、Williams<sup>41)</sup>が V ノッチ・シャルピー試験の結果から総合した次式はかなり概念的なものとみるべきである。

$$Tr_{15} = 38 + 167C + 550P - 55Mn - 167Si - 2.8 \text{ (ASTM Ferritic grain size No.)}$$

但し  $Tr_{15}$ : 15ft. lbs 遷移温度,

C, P, Mn, Si: 鋼中の含有量 (重量%)

因みに鈴木<sup>45)</sup>もカーン試験結果から、同様の化学成分の影響を実験的に求めている。

なおこれらフェライト鋼の焼鈍又は標準状態以外の焼入-焼戻状態や、低合金または高合金鋼に於ける合金元素の挙動については後節 VI 3 を参照されたい。

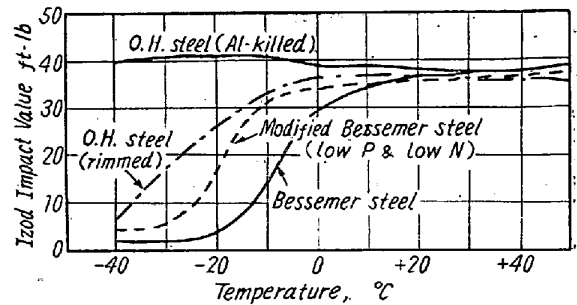
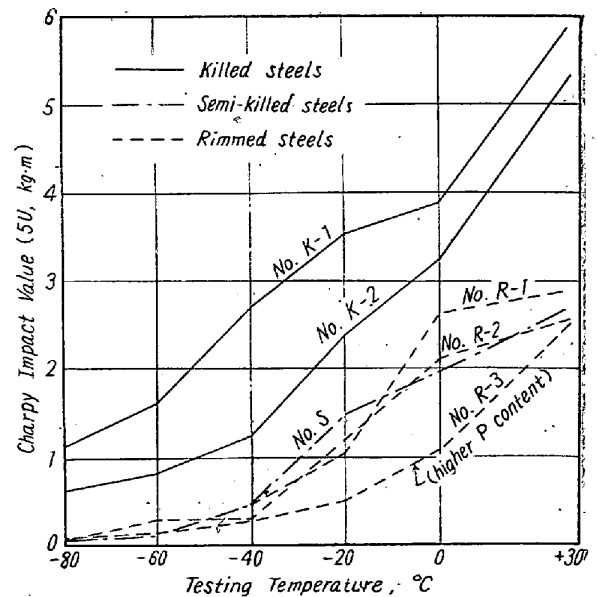


Fig. 20. Comparison of low temperature impact resistance of open-hearth and bessemer steels. (Izod impact specimens were normalized 10x5mm size)

[Dickie]



Specimen Compositions:

No. K-1	C 0.21,	Mn 0.42,	Si 0.18		
No. K-2	0.23,	0.48,	0.17		
No. S	0.22,	0.44,	0.10		
No. R-1	0.18,	0.45,	0.04	P 0.018	S 0.020
No. R-2	0.18,	0.47,	0.04	0.027	0.019
No. R-3	0.16,	0.47,	0.04	0.052	0.027

Fig. 21. Comparison of low temperature impact resistance. (Charpy, 5mm Mesnager notch) of killed, semi-killed, and rimmed steels. [Hasegawa]

## 2. 製鋼法



製鋼法の差異による鋼の切欠感度の相異についても古くから多くの研究者によつて報告されていた\*

Fig. 20 は Dikie<sup>49)</sup>による極軟鋼についてのデータであるが、この例からも明らかな如く一般に平炉鋼より転炉鋼の方が遷移温度が高い。またリムド鋼はキルド鋼より常に遷移温度が高く、セミキルド鋼はその中位であることは多くの実験結果の示す通りであつて(前掲Fig. 11. 及び Fig. 21<sup>50)</sup>参照)、これは熱処理状態の如何にかかわらず同一状態ではこの順位に変化はない。

而してこの製鋼法の差異は結局その鋼の脱酸程度によるものと考えられ、脱酸不充分的鋼は他の成分が一定の場合常に切欠感度が大であることが判る。従つて Si 添加のみならずさらに Al, Ti, Zr 等の適量を用いて脱酸すれば遷移温度を低下し得ることが知られているから\*<sup>51)52)</sup>、実用上 Al 脱酸が普通鋼には最も広く用いられている。

しかし鋼中の酸素が鉄鋼の切欠脆性を促進することについてはむしろ否定的な説が多い。例えば Rees-Hopkins<sup>53)</sup> は O は純鉄の遷移温度を著しく上昇させるが 0.17% Mn 以上の共存によつて殆んどその影響は消失するといひ、Fast<sup>54)</sup> も微量の C の存在によつて O の効果は認められなくなるとしている。すなわち O は SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の形態以外、MnO, FeO の形でも遷移温度には實際上ほとんど無影響であるということになる。

このことから上記の Al 添加の効果は、最近の研究ではむしろ鋼中の窒素の安定化によるものと推定されるに至つた。この点については Geil その他<sup>55)</sup>及び沢村等<sup>48)</sup>の最近の研究があり、鋼中の met. Al はそれ自身遷移温度を低下するのみならず、AlN として N の安定化に働き、Fe<sub>4</sub>N の遷移温度上昇効果を制約するものと考えた。因みに鋼中の N が遷移温度を上昇させることは前記の Fast, Geil 及び Enzian 等<sup>56)</sup> Görrissen<sup>57)</sup> の他、Bading<sup>58)</sup>, Dikie<sup>49)</sup>, 耳野<sup>59)</sup>の転炉鋼に関する実験でもこれを確認している。

このように、水素をも含めて<sup>60)</sup>鋼中のガス成分が切欠脆性に及ぼす効果は、それらの鋼中の存在状態をも考慮してさらに明らかにする必要がある。

### 3. 顕微鏡組織及び熱処理

鋼の顕微鏡組織もまた遷移温度に影響する重要な因子である\*。従来からフェライト粒度の微細化は遷移温度を低下することが多くの実験で明らかにされていた<sup>62)~64)66)</sup>。またオーステナイト結晶粒度も同様に作用することが Herty\*, Grossman<sup>65)</sup>等によつて実証されているがその影響はむしろ2次的であり、且つ脱酸効果や Al を

他の残留元素の影響と重畳して現われることが多いようである。

これに対してフェライト粒度の影響はより直接的で、圧延仕上温度、冷却速度、板厚などに関連して明瞭に現われる。さきの Williams の式に於いては ASTM 粒度番号 1 の増加は Tr<sub>15</sub> を 2.8°C 上昇する理であるが、Fig. 22 の例でも推察されるように他の多くの実験ではさらにその影響が大きいことを示している<sup>57)</sup>。

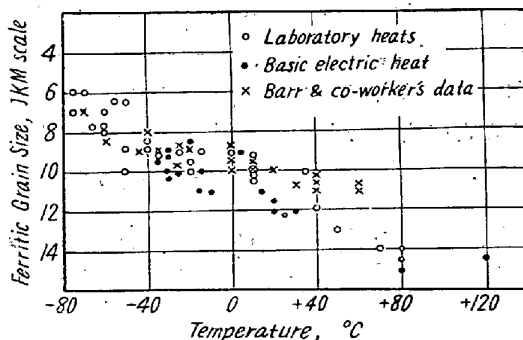


Fig. 22. Relation between Charpy impact transition temperature and ferritic grain size. [summarized by Görrissen]

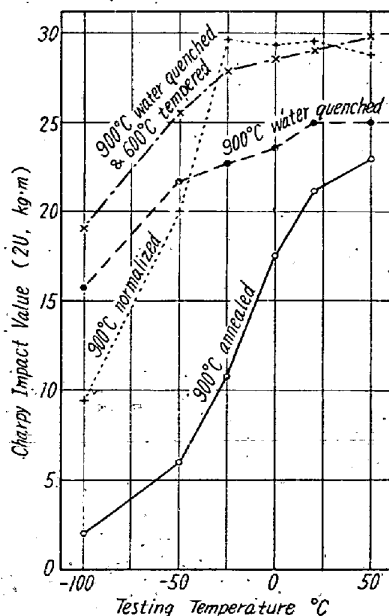
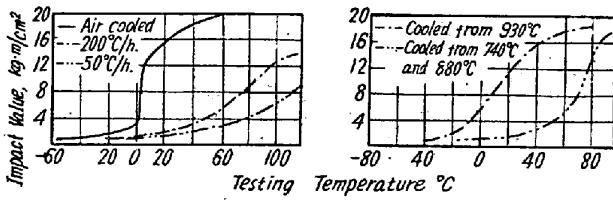


Fig. 23. Charpy impact value of 0.15% C steel at various heat treatment.

[Hasegawa]

すなわち一般に冷却速度は焼鈍よりは圧延のまま、さらに焼準が遷移温度の降下に有効であるが低炭素鋼に於いてもパーライトの球状化処理、あるいは焼入(焼戻)を施すことは一層遷移温度を低下し得るものである。

換言すれば組織内でノッチ作用を示すパーライトを細



a. Reduced 10% by cold work, annealed at 740°C, cooled at various rates. b. Reduced 10% by cold work, annealed at various temperatures cooled at 100°C/h.

Fig. 24 Effects of cooling rate and annealing temperature upon impact transitions of mild steel. [Görrissen]

かく分布させることによつて、またフェライト粒度を微細化することによつて上記の効果をj得ることが出来るjと考えられる。

なお、さきにのべたように Mn/C 値の大なる鋼は遷移温度が低いが、このような成分の鋼は同時にフェライト粒度も一般に小であることが知られている<sup>57)</sup>。

また一方急冷時効の生じ易い低炭素鋼では遷移温度の上昇が認められ、これについては Evans-Klinger<sup>65)</sup>, Low 等<sup>69)~71)</sup>の実験がある。なお Evans 等は変態点以下の恒温保持時間の影響を調べたが、遷移温度への効果は僅少であつた。また鋼板厚さの影響は著しく、冷却速度その他の冶金学的因子が大きく影響しているが、この点に関してはすでに述べた通りである。

4. 冷間加工と歪時効

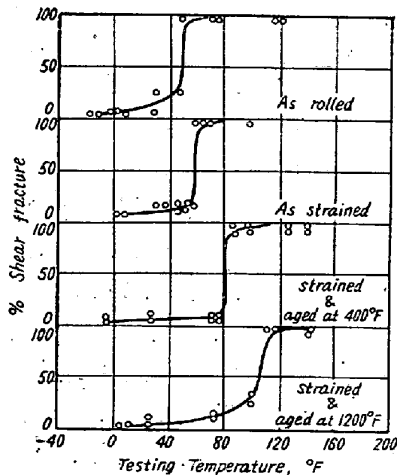


Fig. 25. Effect of strain aging on fracture, 1/2", 0.25% C, Si-killed steel plate. [Stout & McGready]

による遷移温度の上昇は低温の歪取焼鈍によつて改善することが出来る。また疲労も同様の理由によつて鋼の遷移温度を上昇する一つの因子である<sup>28)29)</sup>。

5. 中性子の影響

鋼の切欠脆性を促進する冶金学的因子の一つとして、ここにのべる中性子照射の影響は新しい問題として興味があり、原子力工業に使用する鋼材の特性として重要であるので、ここに簡単にのべておく。

最近原子炉、とくに材料試験用原子炉の発達に伴つて強力な放射線束が得られるようになり、多くの物質の性質がこれによつて著しく変化することが知られるに至つた。金属に対しては一般に中性子のみが影響を与えるものであるが、その程度は中性子の総量、速度及び温度などによつて異なり、またその結果として現われる機械的性質の変化は一般に硬脆となる傾向にある。Table 2 はボイラー用鋼を中性子束中に曝した場合の中性子量 (nvt = integrated flux) 及び温度の影響を示したもので、これによつて、中性子照射は鋼の切欠靱性の減少と遷移温度の上昇を生ずることが知られよう<sup>72)</sup>。

6. 溶接の影響

溶接鋼材の切欠脆性については冒頭にのべた木原の詳しい集録があるので、ここに繰返し記す必要はない。しかし溶接船の脆性破壊の問題から溶接構造の遷移温度特性は極めて重大な問題を提起するに至り、現在なお未解決のテーマも多い。すなわち溶接部は応力的にも冶金学的にも複雑な機構をもつているので、その解析は一層困難であろうことは想像に難くない。例えば溶接部は材質的欠陥が生じ易く、組織的に不均一であり、熱応力を残留し、しかも母材に対しても組織の不良化を与えるなど遷移温度を上昇させる多くの因子を含んでいる。

VI. 切欠脆性の原因とその機構

鋼のいわゆる低温脆性の機構に関しては、古来多くの説が発表されていた。例えば Maurer-Mailänder\*は結晶の撥集力と迂り抵抗の2性質が温度と共に変化する勾配の相異より粘性変形より脆性破壊への移行を説明した。またLudwik\*は温度の変化やノッチの鋭鈍などによつて本来塑性破壊すべき材料が脆性破壊に移行する事実は遷移温度を境としてこの両者の変形、破壊の機構が別種の原因に基く現象であることを推定させるから、この2つの破壊に対する抵抗力がそれぞれ塑性歪に対して異つた曲線を示すものとし、その両曲線の相互の勾配から2種の破壊の移行を説明した。Köber\*は結晶内迂り面の生成が温度と共に困難となるものと考え、また Heindlhofer\*と同様に浜住等\*も破壊時の最大垂直抵抗と最大迂り抵抗の相対的大きさの温度による変化を仮定してその機構を考察した。

しかしこれらの理論は何れも脆性機構の一端を説明す

Table 2. Effect of irradiation on impact properties of boiler steels.<sup>72)</sup>

Material (ASME type)	Exposure condition		Change in transition temp., °F	Change in max. energy. %
	Flux, nv††	Temp., °F		
S A—212	8×10 <sup>19</sup> fast†† 9×10 <sup>19</sup> slow	125	+115~+170	-23~29
S A—70	7.5×10 <sup>19</sup> slow	125	+125	-41
S A—212	2×10 <sup>18</sup> fast 8×10 <sup>18</sup> slow	425	+ 35	- 7
Al-killed 0.34%C steel	2×10 <sup>18</sup> fast 8×10 <sup>18</sup> slow	350	+ 20	- 4

† n=neutrons per unit volume in incident beam

v=neutron velocity

t=exposure time

†† fast=fast neutron; slow=slow neutron

るのみであつて、その後鋼の切欠脆性の挙動が明らかとなるに伴つて多くの因子が発見されたため、上例の諸説はほとんど古典的なものとなつた。

すなわち鋼の低温切欠脆性の機構は、前節にのべた通り多くの因子が作用するのであるから単に冶金学的な考察のみでは解決出来ないことは明らかで、さらに結晶学的な理論と応力学的な計算を進展させることが必要であり、しかもこれらの知見が有機的に結合されて初めて解明される現象の如く思われる。

事実船舶材料の問題を契機として、切欠脆性の本質を再び応力論的に究明しようとする研究が発達してきた。すなわち前記の Ludwik の理論を進展させて最近 Davidenkov<sup>38)</sup>\* や Orowan<sup>73)</sup>等の理論が発表され、靱性遷移温度の現象を定性的に説明したが、とくに金沢<sup>74)</sup>の証明は定量的な説明として高く評価されている。

一方 Irwin-Kies 等<sup>75)</sup>は破断遷移温度に対して新しい実験的及び理論的考察を提唱し、また寸法効果の問題に対しては Griffith\*, Ruark\*, Orowan<sup>73)</sup>, 秋田<sup>37)</sup>等の研究があるなど、応力論的な面からの理論は漸く進展しているが、本稿ではその内容には触れない。

さて一方金属学的な考察も鋼の低温脆性の説明に対して古くから二、三の実験や理論が発表されている。例えば藤井\*は低温脆性が面心立方格子の金属及び合金(γ-Fe, Cu, Ni, Al, Ag など)には現われず、その他の体心立方、正方、六方及び三方晶系の金属はすべてこれを生ずることを発見した。また永沢\*はフェライト粒界及び劈開面に析出する炭化物がノッチ作用を現わし温度の降下と共にそれら異相間の凝集力が減少するものと考え

た。

ここに引用した2例の解釈は何れも古典的なものではあるが、本質的には将来の理論の発展に対して重要な示唆を含むものである。すなわち前者の事実は面心立方格子には迂り面が多く存在し、塑性変形能が大で原子間のポテンシャル障壁が低いという周知の事実と一致し、切欠脆性の機構がこのような結晶学的な基礎事実の上に立つものであることを暗示している。また後者の考えは顕微鏡組織的な一つの因子を示すもので、この解釈を拡張することによつて例えば超顕微鏡的な析出物(炭化物又は窒化物等?)によるノッチ効果や、さらに結晶格子内の欠陥の問題をも導入する端緒を与えるかも知れない。

顕微鏡組織的な考察として例えば Bruchner<sup>76)</sup>は引張衝撃試験の初期に現われる試片中のマイクロ・クラックの発生を捉えた。これはFig. 26に引用した如く、亀裂は先ず炭化物ラメラより生ずるが、キルド鋼及びセミキルド鋼では亀裂は次の順序に進行する。すなわち(1)パーライト部、(2)亀裂部の応力集中範囲に於ける機械的雙晶形成、(3)最後に劈開面である。キルド鋼では上記(2)の部分の亀裂の発生は少く、双晶形成よりむしろ迂りによつて応力を除去する如く作用するという。なおマイクロ・クラックについてはその後 Allen 等<sup>77)</sup>及び Krisch<sup>78)</sup>の研究があり、また破面の電子顕微鏡観察なども報告されている<sup>80)</sup>。

顕微鏡的な炭化物の析出以外に、前節にのべた窒素の挙動も重要な因子と考えられるから、これら窒化物のフェライト中に於ける析出もまたこのような微小亀裂発生の根元となり得るかも知れないし、さらに2次元的な析

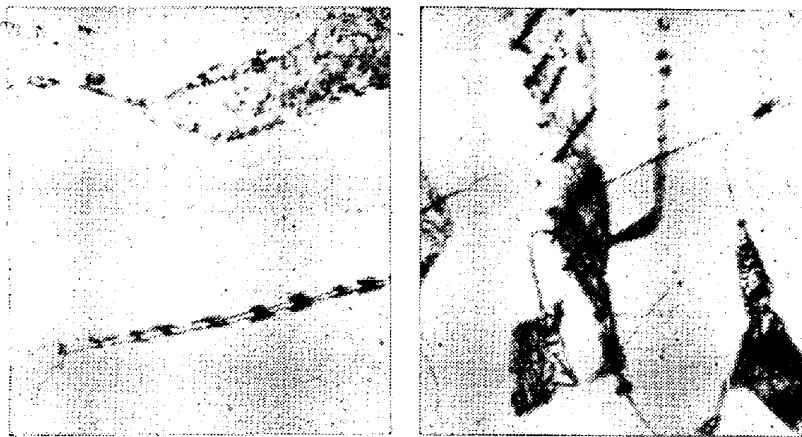


Fig. 26. Micro fracture of carbide at ferrite grain boundary (left); and micro fracture in pearlite and cleavage fracture in ferrite (right). 5% nital etch, original magnif.  $\times 2000(2/3)$  [Bruckner]

出相の存在も一応考慮の対象となるであろう。因みに、Rosenthal<sup>81)</sup>は脆性破面についてX線廻折を行い破壊の様相を推定しているが、この種の研究法もまた重要であろう。

さて転位論を足場とした定量的な理論は未だ発展していないようであるが、例えば寿命は<sup>82)</sup>歪速度の影響を考慮し転位の移動に要する臨界時間と衝撃作用時間との関係から、切欠の効果と低温に於ける脆性の生ずる理由を説明した。すなわち、1個の転位原子がその平均自由路を通過するに要する時間 $\tau$  (臨界時間)は次式で与えられる。

$$\tau = \frac{L}{a} \cdot \frac{1}{\nu} \cdot e^{V/kT}$$

ここで  $L$ : モザイクブロックの大きさ  
 $a$ : 原子間距離,  $\nu$ : 原子の振動数  
 $V$ : 転位点に於けるポテンシャル障壁  
 $k$ : ボルツマン常数,  $T$ : 絶対温度

これに  $L=10^{-4}\text{cm}$ ,  $a=10^{-8}\text{cm}$ ,  $\nu=10^{13}/\text{sec}$ ,  $V=0.3\text{eV}$  を代入すれば  $\tau=10^{-4}\text{sec}$  となるが、 $L$  も温度の降下と共に減少し、且つ外力による活性化は低温程著しくなるから、 $\tau$  も1桁以下に減少する。液体窒素の温度では  $\tau=200\text{h}$  程度である。衝撃試験では外力の作用時間は  $10^{-3}\sim 10^{-4}\text{sec}$  以下であるから転位の移動は阻止されて迂りは生じ得ない。低温ではさらに切欠効果による集中応力のみで障壁を跳び越えて亀裂の発生をみるに至るであろう。迂り抵抗は温度に依存するが、分離抵抗は殆んど無関係である。換言すれば切欠脆性破壊は結晶の欠陥部分の原子が熱運動の作用を受けずに機械的外力のみによつて隣接原子の作用圏外に脱出することによる

ものであるとの理論を提出した。このような結晶構造からの考察がさらに定量的に発展すれば切欠脆性の機構は一段と簡明されるであろう。

## VII. 低温用鋼材の選択

前節までに解説した鋼材の低温切欠脆性は低温装置のみならず、航空機用材料、造船用材料、高圧容器、極寒地の車輛、機器部品など多くの方面の用途に対して設計、施工上考慮すべき重要な特性となるものである。而してこれらの構造材料として鋼材を使用する場合には、設計上切欠感度を上昇させるような切欠、溶接構造をさけるとともに、使用材料

もまたその遷移温度が予想される使用状態に於いて安全なものを選択する必要のあることは言うまでもない。なお使用材料の遷移温度を定めるばかりでなく、使用温度に於ける試験の絶対値と、常温と低温に於ける比較値もまた参考となる場合が多い。

以下低温に於ける実用鋼材の機械的特性を鋼種別に掲げて、低温用材料を選択する上の参考資料とする。

### (1) 低炭素鋼

市販純鉄、極軟鋼あるいは軟鋼の低温特性については前節までに詳述したデータから明らかなように、製鋼法、脱酸法、炭素その他の含有元素及び不純物含有量、結晶粒度、熱処理、冷間加工、歪時効など多くの因子によつて複雑に変化するものである。例えば低温衝撃抵抗に及ぼすC含有量及び熱処理の影響はすでに Fig. 16、及び Fig. 23 に、静的引張試験成績は Fig. 13 に示した如くであるが、さらに極低温に於ける市販炭素鋼の引張試験成績の変化を Table 3 に、また衝撃抵抗の変化を Table 4 に補足した。なお詳細なデータは前掲Lorig<sup>83)</sup>または Teed の著者<sup>84)</sup>を参照されたい。

またとくに切欠脆性が問題となる造船用あるいは圧力容器用鋼材に対しては製鋼法、Mn/C 及び板厚との関係が規定されているが、Table 5 にはこれに関する米国 A B規格を引用した。わが国でもこれに準じた鋼板が規定され、また溶接構造用圧延鋼材に関する JIS が新たに設けられたことは周知の通りである。なおこれらは低温化学装置用材料などにも流用することが出来る<sup>83)84)</sup>。

### (2) 中-及び高炭素鋼

0.3% C以上の焼入可能な炭素鋼ではもちろん、0.15~0.25% Cの炭素鋼でも遷移温度を低下させる直接的な方法は焼入一焼戻を施すことである。しかも焼鈍鋼では

Tabl 3. Static tension test of various carbon steels at extremely low temperature.<sup>6)</sup>

Description	Composition (%)	Condition	Testing temp. (°C)	Yield strength (tpi)	Tensile strength (tpi)	Elong. (%)	Red. of area (%)
Armco iron	C=0.035, Mn=0.02, Si=tr., S=0.016, P=0.003	As received	Room -100 -180	— 25.5 —	20.4 29.8 50.0	28 27 0	73 70 0
Commercial iron	C=0.02, Mn=0.03, Si=0.002, S=0.033, P=0.004	"	Room -151 -196	17.9 37.3 47.3	23.0 41.1 48.2	30 — 2	54 51 0
Low C steel	C=0.08, Mn=0.35, Si=0.21	"	Room -162 -196	22.3 35.9 46.4	30.4 42.4 51.8	31 39 3	72 62 11
"	C=0.19, Mn=0.71, Si=0.24	"	Room -162 -196	24.3 40.0 48.4	32.4 48.4 52.7	31 — 7	69 53 6
Medium C steel	C=0.40, Mn=0.80, Si=0.25	"	Room -162 -196	27.7 49.8 64.1	41.8 59.6 67.9	25 24 3	56 45 3
High C steel	C=0.78, Mn=0.10	Heat treated	Room -182 -253	42.5 — 54.9	44.2 69.0 54.9	12 0 0	35 — 0
"	C=1.09, Mn=0.32, Si=0.17	Annealed	Room -182	— —	57.0 76.0	6 1	— —

Table 4. Change in notched-bar impact value of various carbon steels with decrease in temperature.<sup>6)</sup>

Description	Composition (%)	Condition	Temp. (°C)	Impact value (ft. lb.)
Armco iron	C=0.035, Mn=0.02, Si=tr., S=0.016, P=0.003	As received	Room -78 -180	78 † 4 1.5
Mild steel	C=0.13, Mn=0.68, Si=0.17, S=0.040, P=0.042	"	Room -65 -184	91 † 99 3
Medium C steel	C=0.35, Mn=1.01, Si=0.20	850°C air cooled	Room -55 -183	81 †† 22 3
"	C=0.45, Mn=0.77, Si=0.21	870°C air cooled	Room -78	16 †† 8
High C steel	C=0.93, Mn=0.27, Si=0.15	800°C air cooled	Room -78	5 †† 3

† Izod, †† 2V-notch charpy.

C量の増加とともに次第に遷移温度上下の衝撃抵抗の差は減少するから、低炭素鋼に於ける如くにはC含有量の僅かの増加は問題とならない。Fig. 27は著者の試験による0.35%炭素鋼の低温衝撃抵抗に及ぼす熱処理の影響を示したものである。

C0.5%以上の高炭素鋼で低温切欠脆性が問題となる

場合は例えばレール、タイヤ、車輛、バネなどである。レール及びタイヤ用鋼については古くから寒地に於ける試験や多くの使用実績があり、冬季に於ける破損事故がしばしば問題となつたが、これらは造船用鋼と同様に普通の試験法では使用時の応力負荷の状態を再現することが困難である。バネ鋼<sup>50)84)</sup>も同様に低温に於ける衝撃抵

Table 5. Chemical composition of ship plate quality of American Bureau of Shipping (ABS), 1948.

Class	Plate thickness T (in)	C	S	P	Mn	Si
A	< 1/2	—	<0.05	<0.04	—	—
B	1/2~1	<0.23	"	"	0.60~0.90	—
C	> 1	<0.25	"	"	"	0.15~0.30

Tensile strength: 41.5~49.2 kg/mm<sup>2</sup>,  
Yield point: > 22.5 kg/mm<sup>2</sup>.

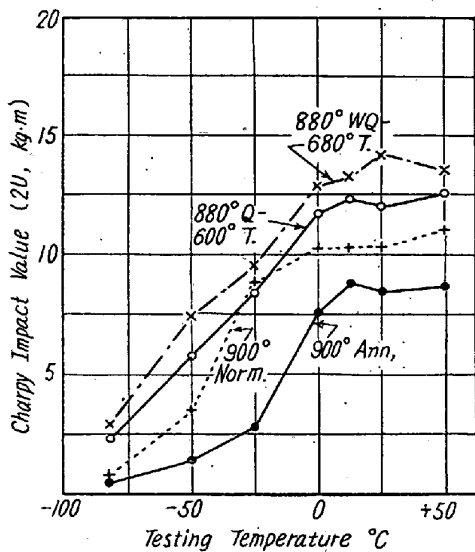


Fig. 27. Low temperature impact value of 0.35% C steel in various heat-treatments. [Hasegawa]

抗の減少は使用状態に於いて重要な問題を惹き起す例が多いが、この場合も従来の小型衝撃試験などでは急激な脆化が現われない欠点がある。なお Table 6 にバネ鋼の低温に於けるヤング率の変化を示した<sup>85)</sup>。

Table 6. Young's modulus of various steels as room temp. and at -78°C. [Zambrow-Fontana]

Description	Condition	Young's modulus (lb/in <sup>2</sup> /10 <sup>-6</sup> )	
		+25°C	-78°C
NE 8630	Norm.	28.38	30.10
"	Q.-T.	31.87	31.75
SAE 2330	Norm.	29.46	30.71
"	Q.-T.	32.30	33.19
8.5% Ni Steel	—	28.55	30.15
Type 304 18-8 Steel	—	24.19	26.53
Type 322 "W" stainless	Age-hard.	30.55	28.78

(3) 低合金鋼

低温用構造材料を目的とする低合金高張力鋼に関する研究は多数発表されているし、米国の主要なメーカーはすでに低温用を目的とするこの種高張力鋼を市販している。また調質低合金構造用鋼に関する低温試験の報告もまた枚挙に遑がない。しかしこれら低合金鋼に関する低温データはほとんど従来の小型衝撃試験に関するのみで、大型試片の引張、引裂又は曲げ試験などのデータは殆んど発表されていない。また添加元素の効果は必ずしも前記の炭素鋼に対する効果と同断ではない。すなわち脱酸、脱窒、脱硫等の清浄作業によつて鋼の遷移温度を低下させる添加元素も、やや多量に残留してフェライトに固溶するに至れば、却つて切欠感度を増大する場合も生ずる。また調質鋼に於いては鋼中の合金元素の一般的機能に従つて多様の挙動を示すことは容易に想像される処で、例えば焼入性を増大する合金元素は大型鋼材の調質効果を完全にする意味で遷移温度を低下させるに有効であり、また焼戻脆性を防止する合金元素もまた調質鋼に対して同様の効果が期待される如くである。

従つて合金鋼の低温脆性に対する合金元素の挙動はかなり複雑で、含有量、共存元素あるいは熱処理状態によつても異なるが、いま一般的な傾向を列記すれば次の如くである。

すなわち衝撃遷移温度の降下に最も有効な合金元素は Ni であるが。(Table 7 参照) 少量の Mn, Cr, Cu もまた有効な合金元素であり、さらに焼入-焼戻状態に於いては他の合金鋼、例えば Cr-Mn, Cr-Mo, Si-Mn, Cr-Cu 鋼なども限られた温度までは充分な衝撃抵抗を有することが認められる<sup>85)~88)</sup>。Fig. 28 に数種の低合金鋼に関する低温衝撃試験のデータを掲げたが、このほか池島<sup>89)</sup>の詳しい研究もあり、またその他、低 Mn 鋼\*

Table 7. Relations between Ni and C contents on Charpy impact resistance of steel. [Internal. Nickel Co.\*]

Condition	Ni (%)	C (%)	Brinell hardness	Charpy value (2 V, kg-m)	
				Room temp.	-46°C
At Brinell hardness 150 const.	0	0.33	150	3.5	0.7
	1	0.22		11.7	2.8
	2	0.16		13.1	5.9
	3	0.12		15.2	9.7
At C content 0.2% const.	0	0.20	127	11.1	1.0
	1		146	13.0	4.2
	2		155	12.1	4.8
	3		168	12.1	5.5
4	187	10.4	6.9		

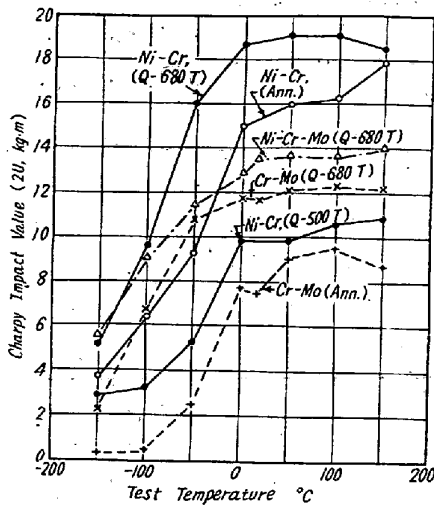


Fig. 28. Low temperature impact value of Ni-Cr, Ni-Cr-Mo and Cr-Mo steels.

Specimen compositions are:

	C	Ni	Cr	Mo
Ni-Cr	0.31	2.83	0.70	—
Ni-Cr-Mo	0.33	2.35	0.84	0.36
Cr-Mo	0.35	—	1.49	0.28

[Hasegawa]

Si 鋼<sup>87</sup>, Mo 鋼<sup>87</sup>, B 鋼<sup>90</sup>)に関する低温強度の報告もある。また著者は東亜燃料工業K.Kとの協力によつて最近同社に新設されたプロパン脱蠟装置に使用する多くの低温用合金鋼に対して、Ni の節約を計るためすべてこれを Cr-Cu 鋼で製造し満足すべき成果を収めたが<sup>50)83)</sup>その他この種低温装置用のボルト材などに対する市販鋼材の選択に当つて、低合金肌焼鋼を流用し、これを調質状態で使用した経験もある<sup>50)</sup>。

なおこれら低合金強靱鋼の高温焼戻脆性範囲に於いては衝撃遷移温度の上昇が報告されているが<sup>91)~95)</sup>、さらに低温焼戻状態に於いても著しく低温衝撃抵抗を低下する現象が注意されている。すなわち Fig. 29 は Ripling<sup>96)</sup>による SAE 1340 鋼についてこの関係を示すものであるが、わが国に於いても河井等<sup>97)</sup>は Ni-Cr 鋼について詳細な実験を報告している。Fig. 30 にその報告の一部を摘録した。また同じく河井等<sup>98)</sup>は Cr-Mo 鋼に関する同様の研究に於いて、衝撃遷移温度は Al, Al+Ti, 及び Al+Ti+B の処理によつて著しく低下させ得ることを認めた。

(4) 高合金鋼

9Cr, 13Cr 鋼などもしばしば低温用材料として利用されるが、これらフェライト系乃至マルテンサイト系ステンレス鋼では低合金鋼に於けると同様低温衝撃抵抗の減少を生ずるから、熱処理状態を十分吟味して使用しな

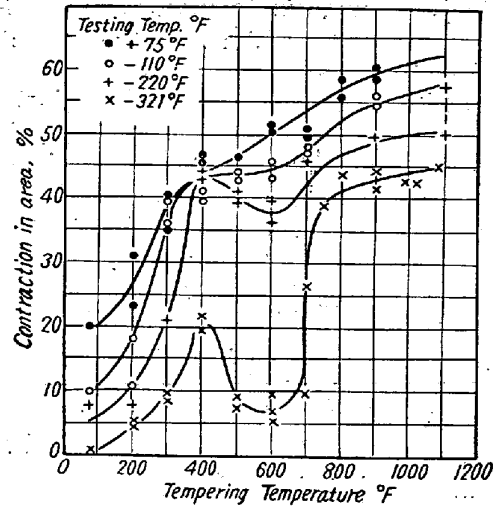


Fig. 29. Effect of tempering temperature on the low temperature ductility of SAE 1340 steel. Samples were tempered for 1 h. and quenched in water. [Ripling]

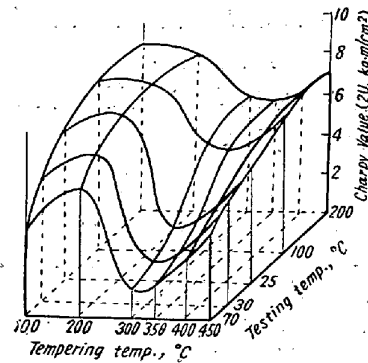


Fig. 30. Space model showing the effects of tempering temperature on the low temperature impact value of Ni-Cr-steel (0.32% C, 1.89% Ni and 0.99% Cr). Samples were quenched from 850°C. [Kawai-Nishida]

ければならない。著者は多数の市販の 13Cr ステンレス鋼について低温衝撃抵抗の変化を測定したが、一般に炭化物の析出は衝撃値を不良とすること、また同一熱処理ではC量の低い方が低温衝撃抵抗は大であることを知つた<sup>50)</sup>。すなわち 13Cr 系のステンレス鋼をこの目的に使用する場合は規格に拘わらず焼入温度を高くすることを推奨したい。

18-8 Cr-Ni ステンレス鋼はオーステナイト組織を有するから、さきののべた事実によつていわゆる低温脆性は存在せず、且つ高い衝撃値を保有している。従つて高級な低温装置用材料あるいは航空機用材料として推奨されている。<sup>99)~104)</sup>。その他の高 Ni-Cr, Mn-Cr 系のオーステナイト鋼についても同様であるが、何れの場合も不完全な焼入又は再加熱などによつて炭化物を析出す

Table 8. Change in impact value of 18-8 stainless bar at centre with difference of diameter  
(Specimens were quenched from 1050°C) [Hasegawa]

Specimen diam. (mm)	Chemical composition (%)							Charpy impact value at -40°C (5 U, kg·m)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	
48	0.072	0.47	0.77	0.009	0.011	19.53	9.00	5.9
32	0.075	0.50	0.68	0.040	0.013	18.85	8.75	9.3
25	0.080	0.60	0.91	0.025	0.018	17.64	9.15	11.4
10	//	//	//	//	//	//	//	12.0

れば低温衝撃抵抗を著しく減少するし<sup>99)</sup>、また厚さが大となれば質量効果によつて、中心部の低温衝撃抵抗はかなり低下する<sup>50)</sup> (Table 8 参照)。またこれら高合金鋼鋳物では熱処理によつても鑄造組織を残留していることが多いが、かかる組織のものは標準組織の試料に比して低温の脆性が大である。

なおある種のオーステナイト鋼は極低温に於いてマルテンサイト変態を起し急激な脆化を生ずる恐れがある。この種の材料としては例えば高炭素の高 Ni 又は高 Mn 鋼がこれに属するが\*、低炭素 18-8 Cr-Ni オーステナイト鋼では液体窒素中に 12 ヶ月間浸漬したのもも何等脆化を生じないという<sup>105)</sup>。

#### 文 献

\* 低温度に於ける鋼材の性質や鋼の切欠脆性に関する文献は極めて多数発表されてい、本稿に引用したものはその一部に過ぎず、また紙数の都合で 1940 年以前の文献は省略したから、これらについては例えば下記の集録又は文献集を参照されたい。

- A) 長谷川: “低温度に於ける鋼の機械的性質に関する文献 (1901~1942)”, 陸技研資料第 60 号 (昭 17. 12)
- B) K. Janis: Bibliography on Low Temperature Characteristics of Steels (1904~June 1953)”, for distribution at Special Libraries Assoc. Booth, Metal Show, Cleveland, (Oct. 1953).
- C) “低温度に於けるニッケル合金の性質” 日本ニッケル時報局刊, No. B-3.
- D) A. E. White & C. A. Siebert: “Literature Survey on the Low-Temperature Properties of Metals”, Published as a Book by J. W. Edwards, (1947), 95~537.
- E) H.W. Gillet & F.T. McGuire: “Report on Behavior of Ferritic Steels at Low Temperatures”, I & I, ASTM, Dec. (1945), 55 pp and 155 pp.
- F) C. H. Lorig: “Low Temperature Properties of Ferrous Materials”, SAE Special Publ., 65, Sept. (1950), 95 pp.
- G) P. L. Teed: “The Properties of Metallic Materials at Low Temperatures”, London,

(1950), 222 pp.

H) 吉識: “鋼材の切欠脆性”, 機械の研究, 5 [12], (昭 28. 12), 1.

- 1) P.B. Petty: Chem. & Met. Engr., 52, June (1945), 102.
- 2) W. M. Wilson et al.: Welding J., 27, Apr. (1948), 200s.
- 3) Final Rep. of the Board to Investigate the Design and Methods of Construction of Welded Steel Merchant Vessels, July 15 (1946).
- 4) First Technical Progress Rep. of the Ship Structure Comm., Mar. 1 (1948).
- 5) M. E. Shenck: Rep. to the Comm. on Ship Structural Design, June 28 (1953).
- 6) F. J. Feeley et al.: Welding J., 33, Feb. (1954), 99s.
- 7) R.D. Stout and L.J. McGeedy: ib., 27, June (1948), 299s.
- 8) C.J. Osborn et al.: ib., 28, Jan. (1949), 24s.
- 9) C. J. Osborn et al.: ib., 28, May (1949), 227s.
- 10) C. J. Osborn et al.: ib., 28, Aug. (1949), 337s.
- 11) R.S. Zeno and J.R. Low, Jr.: ib., 27, Mar. (1948), 145s.
- 12) R. Weck: Trans. Inst. Weld., Apr. (1950).
- 13) R. D. Stout et al.: Welding J., 26, June (1947), 335s.
- 14) H. R. Thomas and D. F. Windenberg: ib., 27, Apr. (1948), 209s.
- 15) S. T. Carpenter and W. P. Roop: ib., 29, Apr. (1950), 212s.
- 16) A. Boodberg et al.: ib., 27, Apr. (1948), 186s.
- 17) E. M. MacCutcheon et al.: ib., 29, Apr. (1950), 184s.
- 18) D. Rosenthal and W.D. Mitchell: ib., 29, Sept. (1950), 409s.
- 19) N. A. Kahn and E. A. Imbembo: ib., 27, Apr. (1948), 169s.
- 20) N. A. Kahn and E. A. Imbembo: ib., 28, Apr. (1949), 153s.



- 21) *N. A. Kahn and E. A. Imbembo*: *ib.*, **29**, Feb. (1950), 84s.
- 22) *A.B. Bagsar*: *ib.*, **27**, Mar. (1948), 97s.
- 23) *A.B. Bagsar*: *ib.*, 123s.
- 24) *L.J. Klingler and L.J. Ebert*: *ib.*, **29**, Feb. (1950), 59s.
- 25) *K. Ruhl*: *Arch. Eisenhw.*, **25** [9/10] (1954), 421.
- 26) *P.J. Rieppel et al.*: **29**, Apr. (1950), 195s.
- 27) *W.H. Bruckner and N.M. Newmark*: *ib.*, 212s.
- 28) *C.W. MacGregor and N. Grossman*: *ib.*, **27**, Mar. (1948), 132s.
- 29) *J. M. Lessells and H. E. Jacques*: *ib.*, **29**, Feb. (1950), 74s.
- 30) *G.S. Mikhalapov*: *ib.*, **29**, Mar. (1950), 109s.
- 31) *G.S. Mikhalapov*: *ib.*, **30**, Apr. (1951), 195s.
- 32) *C.F. Tipper*: *ib.*, **29**, Feb. (1950), 50s.
- 33) *S. S. Tör, R. D. Stout and B. G. Johnston*: *ib.*, **29**, Sept. (1950), 477s.
- 34) 会田, 薄田: 金属学会講演, Oct. (1951); Apr. (1952); Nov. (1952).
- 35) *H. M. Banta, R. H. Frazier and C. H. Lorig*: *ib.*, **30**, Feb. (1951), 79s.
- 36) *C.W. MacGregor and J. C. Fisher*: *J. Appl. Mech.*, **12**, Dec. (1945), A217.
- 37) *Y. Akita*: *Welding J.*, **32**, Sept. (1953), 475s.
- 38) *N. Davidenkoff et al.*: *J. Appl. Mech.*, **14**, Mar. (1947), A63.
- 39) *C.W. MacGregor and N. Grossman*: *Welding J.*, **27**, Jan. (1948), 7s.
- 40) *J. A. Reinbolt and W. J. Harris, Jr.*: *Tr. ASM*, **43**, (1951), 778.
- 41) *M. Williams*: *Welding J.*, **30**, Nov. (1951), 572s.
- 42) *W. Barr and A. J. Honeyman*: *J. Iron & Steel Inst.*, **157**, Pt. 2. (1947), 239.
- 43) *W. Barr and A. J. Honeyman*: *ib.*, 243.
- 44) *W. Barr and C.F. Tipper*: *ib.*, 223.
- 45) 鈴木: 熔接協会鋼材研究会成果報告 (昭 27. 5).
- 46) *N.A. Ziegler and W.L. Meinhart*: *Tr. AFA*, **52**, (1944), 1151.
- 47) *C.T. Greenidge et al.*: *ib.*, 501.
- 48) 沢村, 盛, 藤田: 鉄と鋼, **40** [9], (1954), 924.
- 49) *H. A. Dikie*: *J. Iron Steel Inst.* **159** [2] (1948), 360.
- 50) 長谷川: 鉄と鋼, **39** [3], (1953), 337.
- 51) *H.J. Wiester*: *St. u. Ei.*, **63**, [3] (1943), 41.
- 52) *B. A. Lawson*: *Foundry*, **77**, Apr. (1949), 74.
- 53) *W.P. Rees and B.E. Hopkins*: *J. Iron Steel Inst.*, **172**, (1952), 403.
- 54) *J.D. Fast*; *St., u. Ei.*, **73** (1953), 1484.
- 55) *G. Geil et al.*: *J. Nat. Bur. Standard*, Mar. (1952), 193.
- 56) *G.H. Enzian and G.J. Salvaggio*: *Welding J.*, **29**, Nov. (1950), 537s.
- 57) *J. Gorrissen*: *J. Iron Steel Inst.*, **162**, [2], (1949), 16.
- 58) *W. Bading*: *St. u. Ei.*, **66~67**, June (1947), 217.
- 59) 耳野: 鉄と鋼, **39**, [8] (1953), 829.
- 60) *C. A. Zapffe*: *Met Progr.*, **59**, June (1951), 802.
- 61) *C.E. Sims et al.*: *Metals Technol.*, **15**, Oct. (1948), 1.
- 62) *S. J. Rosenberg and D. H. Gogan*: *J. Res. Nat. Bur. Stand.*, **27**, Aug. (1941), 159.
- 63) *S.J. Rosenberg and D.H. Gogan*: *Tr. ASM*, **30**, June (1942), 361.
- 64) *J.H. Hollomon et al.*: *ib.*, **38**, (1947), 807.
- 65) *N. Grossman*: *Welding J.*, **28**, June (1949), 246s.
- 66) *J. H. Gross and R. D. Stout*: *ib.*, **30**, Oct. (1951), 481s.
- 67) 小林 他: 金属学会講演, Apr. (1952); Apr. (1953); Apr. (1954).
- 68) *E. V. Evans and L. J. Klingler*: *ib.*, **32**, Sept. (1953), 417s.
- 69) *J.R. Low, Jr. and M. Gensamer*: *Tr. AIME*, **158**, (1944), 207.
- 70) *J.R. Low, Jr.*: *Welding J.*, **31**, May (1952), 253s.
- 71) *W. H. Bruckner and W. E. Ellis*: *ib.*, **27**, Sept. (1948), 441s.
- 72) *D.O. Leiser*: *Mat. & Method.*, Aug. (1954), 114.
- 73) *E. Orowan*: *Inst. Engineers and Shipbuilders, in Scotland*, (1945).
- 74) 金沢: 熔接協会鋼材研究会成果報告 (昭 27. 5).
- 75) *G.R. Irwin and J.A. Kies*: *Welding J.*, **31**, Feb. (1952), 95s.
- 76) *W.B. Bruckner*: *ib.*, **29**, Sept. (1950), 467s.
- 77) *N.P. Allen et al.*: *J. Iron Steel Inst.*, **174**, (1953), 108.
- 78) *A. Krisch*: 未発表, 文献 79) より.
- 79) *E. Houdremont und H. J. Wiester*: *Arch. Eisenhw.*, **25**, [9/10] (1954), 435.
- 80) *J. Muring and V.E. Cosslett*: *Inst. Metals, Metallurgical Applications of the Electron Microscope*, (1950), 57.
- 81) *D. Rosenthal*: *Welding J.*, **29**, Oct. (1950), 409s.
- 82) 寿時: 金属学会誌, **9** [1~2], (1945), 1.
- 83) 長谷川: 鉄と鋼, **38** [4] (1952).
- 84) *J. W. Rockefeller*: *Wire. Wire Prod.*, **17**, Mar. (1942), 139.

- 85) *J. L. Zambrow and M. G. Fontana*: Tr. ASM, **41**, 480.
- 86) *W. Eilender et al.*: St. u. Ei., **61**, [16], (1941), 392.
- 87) "Molybdenum in Steel", Climax Molybdenum Co., (1944).
- 88) *Steel*, **126**, Apr. 24 (1950), 76.
- 89) 池島: 金属学会誌, **8** [3], (1944), 97.
- 90) *T. G. Digges and F. M. Reinhart*: J. Res. Nat. Bur. Stand., **39**, July (1947), 67.
- 91) *W.S. Pellini and B.R. Queneau*: Tr. ASM, **39**, (1947), 139.
- 92) *D.C. Buffum and L.D. Jaffe*: *ib.*, **43**, (1951), 644.
- 93) *R.P. Wentworth and H.C. Campbell*: *Welding J.*, **31**, Nov. (1952), 505s.
- 94) *B. C. Woodfine*: J. Iron Steel Inst., **173**, Mar. (1953), [3], 229.
- 95) *B.C. Woodfine*: *ib.*, 240.
- 96) *E.J. Rippling*: *Iron Age*, **166**, [16], (1950), 76.
- 97) 河井, 西田: 鉄と鋼, **40** [1], (1954), 38.
- 98) 河井, 益子, 西田: 同上, **40** [9], (1954), 926.
- 99) *D. J. McAdam, Jr. et al.*: Tr. ASM, **41**, (1949), 609.
- 100) *E.H. Schmidt*: *Met. Progr.*, **54**, Nov. (1948), 698.
- 101) *J.H. Hoke et al.*: *ib.*, **55**, May (1949), 643.
- 102) *V. N. Krivobok and A. M. Talbot*: *Proc. ASTM*, **50**, (1950), 895.
- 103) *W.O. Binder*: *Met. Progr.*, **58**, Aug. (1950), 201.
- 104) *H. Thielsch*: *Welding J.*, **29**, Dec. (1950), 577s.
- 105) *T. N. Armstrong and A. J. Miller*: *Proc. 1946 Nat. Conf. on Petrol. Mech. Eng. (ASME)*, June (1947), 43.