

鋼の低温度脆性及び焼鈍鋼の急冷脆性

(日本鐵鋼協會第 13 回講演大會講演)

渡 邊 三 郎*
永 澤 清*

THE BRITTLENESS OF STEEL AT SUB-ZERO TEMPERATURES AND RAPID COOLING BRITTLENESS OF ANNEALED STEEL.

By Saburo Watanabe and Kiyoshi Nagasawa

SYNOPSIS:—Part I. The Brittleness of Steels at Sub-Zero Temperatures:

The brittleness of steels at sub-zero temperatures was investigated as to plain carbon and several alloy steels in their various heat treated conditions. In the test, the Charpy impact test-pieces were dipped in Duwer's vessel being kept at various low temperatures by means of ether and dry ice. The writers' view on the brittleness is that it is not the characteristic of α -iron itself, but due to the presence of foreign substance and internal stress in it.

Part II. Rapid Colling Brittleness of Annealed Steel:—

Annealed low carbon steels show an extreme brittleness if they are rapidly cooled from the temperatures close to and under the critical point. The effect is equally observable down to 500° with decreasing magnitude. This brittleness shall hereafter be called as "Rapid Cooling Brittleness of Annealed Steel" In this investigation, various characteristics of the brittleness were shown and made clear the nature of the phenomenon. The brittleness is due to the precipitation hardening of cementite at room temperature.

I. 鋼の低温度脆性

1. 従來の研究 鋼の低温度脆性に就ては、古く本世紀の初頭から其の研究が始められ、爾來多數の研究結果が報告されてゐる。其等の内注意すべきは Reinhold (1916)¹⁾, Guilled and Cournot (1922)²⁾, Langenberg (1923)³⁾, 山田良之助氏 (1925)⁴⁾, Körber and Pomp (1925)⁵⁾, Greaves and Jones (1925)⁶⁾, Sergeson (1932)⁷⁾ 等であつて各種鋼材に亘り、種々の状態のものに就て低温度衝撃試験を行つてゐる。此等の研究結果は種々相違してゐる點もあるが、共通した結論を擧げて見れば、鋼は總て零點下で脆くなり、低炭素鋼及び鍊鐵は特にそれが著しいとされてゐる。鋼に熱處理を施して"ソルバイト"組織にすれば

焼鈍状態のものよりも低温度脆性が著しく減る。一般に低炭素合金鋼殊に Ni を含有してゐるものは低温度脆性が少く Ni-Cr 鋼は更に優秀であるとされてゐる。

2. 本研究の目的及び内容 以上諸研究の示す如く、鐵鋼は零下 20°C 以下の低温度に於ては著しく脆性を増すもの故、寒地に於て鐵鋼材を使用するに當つては特に此の性質を顧慮する必要があるのである。

本研究に於ては、此の事實を稍系統的に吟味し、其の本性を探究し、實際問題としては成分的に若しくは熱處理に依り、低温度脆性を顯さない鋼材を求めようとするものである。

本問題に關する従來の諸研究を視るに、其の試料は普通使用されつゝあるものに限られ、之に施すべき熱處理も日常行つてゐる特定のものが多から、此等の研究報告から低温度脆性の全貌を窺知するには稍材料不足を感じるのである。

本研究に於ては種々組成を異にしてゐる炭素鋼、特殊鋼を採り、焼鈍及び焼入状態の他 700° 以下種々の温度に焼戻した状態のものに就て低温度衝撃試験を行ひ鋼の組成及び熱處理状態と低温度脆性との關係を明にした。特に熱處理と低温度脆性との關係に就ては稍詳細な研究を行つた爲め、其の實驗中焼鈍鋼の脆性に就て一つの新現象を發見す

* 日本特殊鋼合資會社

¹⁾ O. Reiuhold: Ferrum, 1916, Vol. XIII, p 129.

²⁾ L. Guillet et J. Cournot: Rev. de Met., 1922, Vol. XIX, p. 209.

³⁾ F. C. Langenberg: Jour. of the Iron & Steel Inst., Carnegie Mem., Vol. XII, p. 75.

⁴⁾ 山田氏: 金屬の研究、第二號 (1925), p. 656.

⁵⁾ F. Körber u. A. Pomp: Mitt., aus dem K. W. I., 1925, Vol. VI, p. 43.

⁶⁾ R. H. Greaves & J. A. Jones: Jour. of the Iron & Steel Inst., 1925, Vol. CXII, No. 2, p. 121.

⁷⁾ R. Sergeson: Trans. of the A. S. S. T., 1932, Vol. XIX, No. 4, p. 368.

ることが出来たのである。此の事實に就ては第二部に於て詳論することとした。

3. 実験方法 本研究では低温度を得る爲めにデュワー瓶中に入れたエーテルを固体炭酸を以て冷却したのである。試験の最低温度は -60° とした。この程度が実際に遭遇すべき最低温度と考へられるからである。試験は Charpy 試験機によつて行つた。試料は種々な低温度に保たれたエーテル中に 30 分間保持の後手早く之を試験機上に移し、衝撃破折したのである。

4. 焼鈍炭素鋼に関する実験結果 炭素量を異にする 6 種の炭素鋼を其の焼鈍状態で試験した結果は第 1 圖の如くである。此等試料の化学成分及び其の焼鈍温度は下表の通りである。尚焼鈍温度に保つた時間は 1 時間で其の後は爐中で極めて緩慢に冷却したのである。

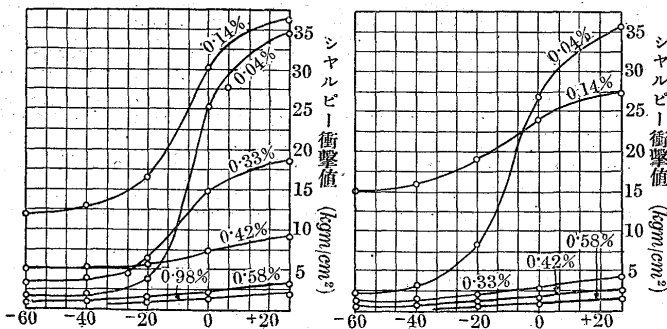
第 1 圖の結果から次の諸事實が知れる：

(A) 衝撃値は常温から -20° までは急速に減り、以下略

第 1 表 炭素鋼試料の化学成分及び焼鈍温度

試料番号	C	Si	Mn	P	S	焼鈍温度
(1)	0.04	0.04	0.06	0.012	0.032	920°C
(2)	0.14	0.39	0.42	0.017	0.014	900
(3)	0.33	0.23	0.51	0.015	0.013	870
(4)	0.43	0.18	0.72	0.009	0.013	850
(5)	0.58	0.21	0.54	0.014	0.013	820
(6)	0.98	0.22	0.45	0.014	0.013	800

第 1 圖 焼鈍炭素鋼の低温度脆性 第 2 圖 焼入炭素鋼の低温度脆性

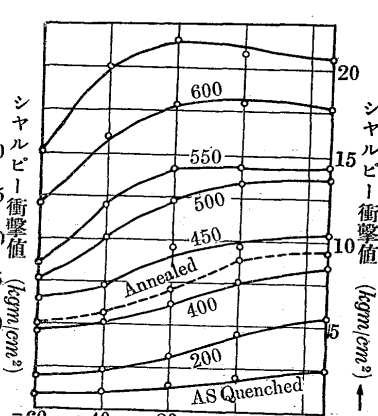
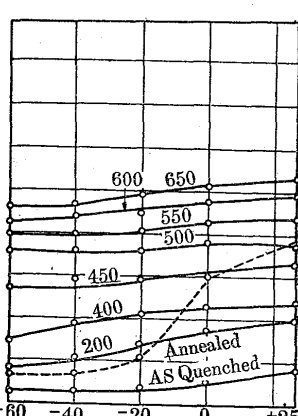
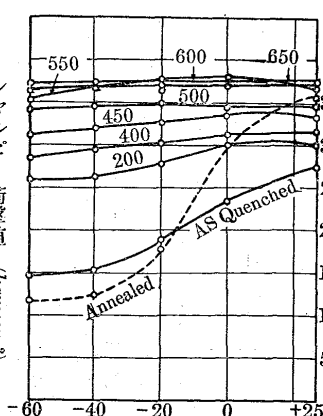
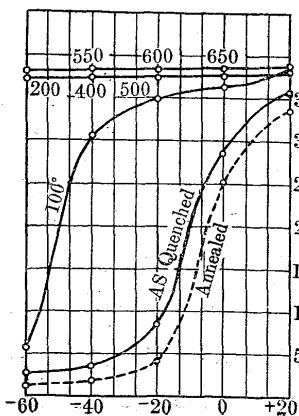


第 3 圖 焼戻鋼の低温度脆性 1(0.04%)

第 4 圖 焼戻鋼の低温度脆性 2(0.14%)

第 5 圖 焼戻鋼の低温度脆性 3(0.33%)

第 6 圖 焼戻鋼の低温度脆性 4(0.42%)



一定の値となる。

(B) 衝撃値下降の大きさは低炭素鋼程大きい。

(C) 低温度で略一定した衝撃値は必ずしも炭素量によらず、換言すれば感受性(常温の値と下降後の値との比)は炭素量だけでは定まらない。

以上の結論中(B)に依れば焼鈍炭素鋼の低温度脆性は第一に炭素量に關係すると共に(C)によれば他のある原因に基く影響が之に加つてゐることが推斷されるのである。此の原因に就ては後節詳論することにする。

5. 焼入炭素鋼に関する実験結果 次に上記炭素鋼試料を焼鈍の場合と同一温度から水中焼入したものに就て実験した結果は第 2 圖の如くである。

圖の結果から下記の諸事實が知れる：

(A) 衝撃値は常温から -40°C まで急速に減じ以下略一定となる。

(B) 低炭素鋼を焼入したものは焼鈍状態のものよりも低温度の影響が少い。

(C) 高炭素鋼は常温の値が既に低い爲め低温度脆性は見掛け上少い。

以上を要するに焼入鋼は焼鈍鋼よりも低温度の影響を被り難いことが知れ、特に低炭素鋼に於てそうである。

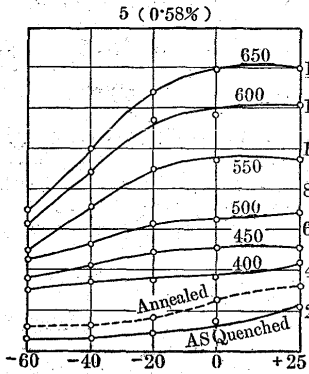
6. 焼入焼戻鋼に関する実験結果 焼入焼戻を行つた試料に就ての実験結果は焼戻温度の變化に相當して曲線の數が多い故、各鋼材毎に圖示することとした。尚比較の爲め、各圖表中に焼鈍状態及び焼入状態の曲線をも記入することとした。

以上の曲線圖から下の諸事實が知られる：

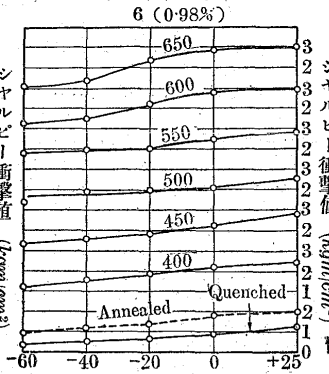
(A) 低炭素鋼に於ては假令低温度に焼戻を行つても、低温度脆性は著く減じられる。第 3 圖炭素鋼(1)では 200°C

以上の焼戻温度の曲線は1個所に密集し(圖には二曲線だけ記した)全然低温度脆性を示さないが炭素鋼(2)(3)では相互に分離した平行線になつてゐる。此等の鋼は焼入れに依つて硬化し、従つて衝撃値は低くなるが、焼戻温度の上昇につれて次第に靱性を増すからである。

第7圖 焼戻鋼の低温度脆性



第8圖 焼戻鋼の低温度脆性



(B) 中炭素鋼以上では焼戻温度が昇るにつれて低温度脆性が増す傾向を示してゐる。

(C) 焼入焼戻したものは總ての焼戻温度を通じて焼鈍又は焼入の儘のものよりも低温度脆性が少い。

7. 特殊鋼に関する實驗結果 次に下表に示す如き組成を有する特殊鋼に就て實驗を行つた。何れも焼入後400°~650°C 温度範圍で焼戻をした試料に就て低温度衝撃試験を行つたのである。第9, 10, 11, 12圖は其の結果である

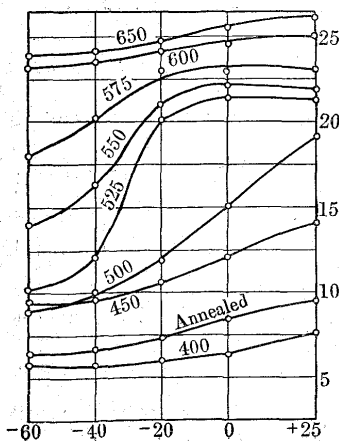
第2表 特殊鋼材の化學的組成

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Ni-Cr 鋼	0.30	0.30	0.51	0.016	0.012	2.79	0.80	—
Ni-Cr-Mo 種	0.34	0.19	0.26	0.015	0.011	3.04	0.95	0.29
Cr-Mo 鋼	0.25	0.20	0.57	0.017	0.019	—	5.65	0.59
低炭素 Ni-Cr 鋼	0.12	0.35	0.43	0.012	0.011	4.11	0.39	—

第9圖 Ni-Cr 鋼の曲線で 525°, 550°, 575°C で焼戻

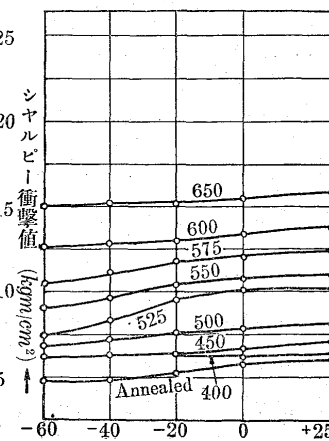
第9圖

Ni-Cr 鋼の低温度脆性



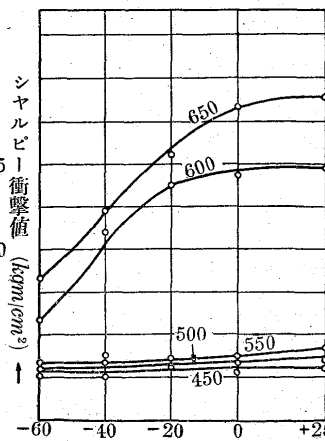
第10圖

Ni-Cr-Mo 鋼の低温度脆性



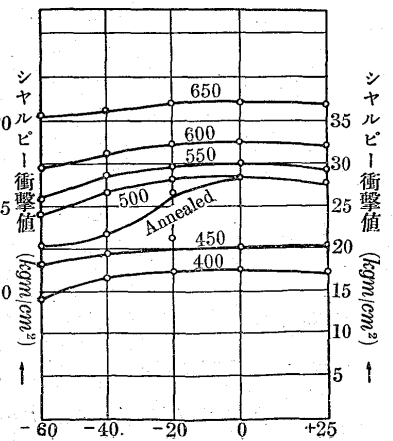
第11圖

Cr-Mo 鋼の低温度脆性



第12圖

低炭素 Ni-Cr 鋼の低温度脆性



をした試料丈けが稍強く低温度脆性を示してゐる。此れは丁度著者の一人⁹⁾が提唱した第一焼戻脆性の顯れる温度範圍に相當してゐることが知られる。

第10圖は第9圖の Ni-Cr 鋼に Mo を加へたもので、此の爲め Ni-Cr 鋼の第一焼戻脆性は著しく減ぜられる故此の温度範圍に焼戻した試料でも低温度脆性は著しく軽減されてゐる。

第11圖は Cr-Mo 鋼に關するもので、稍多量に炭化物が存在する爲め、低温度脆性も著しい。但し 550° 以下で焼戻したものは尙本鋼特有の焼入組織を有する爲め各温度で脆性が高く、従つて低温度の影響は認め難い。

第12圖は肌焼 Ni-Cr 鋼であつて、低炭素の Ni-Cr 鋼は温度が下るも暫くの間良好な靱性を保つてゐる。低温度脆性に對し Ni は有要なる合金元素である。

8. 低温度脆性の原因と實驗結果の説明 鐵は異物質の介在によつて脆くなる。其の原因は第一に鐵と異物質とは其の粘着力弱く、第二に兩者の境界面には必ず内部歪力が伴ふからである。而して低温度脆性は温度降下によつて上記二つの作用が益々強調される爲めと考へられる。地獄中に Fe₃C 其他の金屬化合物又は炭化物が存在する時は、此等は一般に硬質である爲め外力による變形が周圍の地獄と著しく異る、従つて兩者は容易に分離され破壊を起すことになる、即ち介在物の存在は地獄中に“内部ノッチ”を有すると同様な働を示すものである。次に斯の如く性質が著しく異なる二物質の境界面は常に内部歪力を有し、其の大きさは熱處理方法等に依て種々變り得るものである。而して此の内部歪力は又材質の脆性を増す有力な原因と考へらる。

⁹⁾ 永澤：鐵と鋼、第十九卷(1933), No. 3, p. 173

低温度脆性は決して地鉄夫自身の性質とは考へられないので、上に述べた介在物質及び夫に伴ふ内部歪力に歸因するものと思はれる。何となれば熱処理等の手段によつて此の介在物の状況を變化させると低温度脆性の程度も亦著しく變るからである。

以下、上に述べた考へ方に依つて本研究の實驗結果を説明して見る。第1圖の焼鈍鋼が最も著しく低温度脆性を表はしてゐるのは、其の炭化物がパーライト組織を作り全部薄片層状に析出されてゐる爲めで、其の内部“ノッチ”の數及び形狀が大きいからである、斯の如き組織のものは低温度に下るに従ひ益々地鉄と異物質との粘着性を減ずると同時に内部歪が強調されその脆性効果は大きいことになる。第1圖で衝撃値の降る割合及び最終値が炭素量と一定の關係を示さないのは、炭化物の形狀並に大きさに依るのである。特に注意すべきは低炭素のもの程低温度脆性が著しいことで、此等の鋼に於ては炭化物は正規のパーライト組織のもの他に極く少量は α 鐵の地に微粒析出させてゐるのであつて低炭素鋼程其の量が多いのである。此の微粒炭化物の存在は鋼に著しい脆さを與へるものである。此の事に就ては第二部に於て焼鈍鋼の急冷脆性を述べる際詳論することにする。

第3圖乃至第8圖の焼入焼戻鋼に於ては、其の衝撃値は全般的に焼鈍鋼より高いと同時に低温度脆性の程度は尠い。此れは介在物たる Fe_3C が前者に於ては球状であるが後者に於ては薄片状をなしてゐる爲め、内部“ノッチ”としての作用は前者が遙かに弱いからである。

尙炭素鋼全部に就て $650^{\circ}C$ 焼戻の曲線を比較して見るに、低炭素鋼では殆ど低温度脆性が認められないが、炭素量の増加と共に明瞭に之を示す様になる。粒状 Fe_3C は内部“ノッチ”作用が小さいのであるから炭素量が低く粒の數が尠い場合は何等鋼材に脆性を與へないが、炭素量が高く粒の數が増せば次第に脆性効果が顯はれて來るのは當然である。第3圖に於て 0.04% 炭素鋼の焼鈍したものは極めて著しい低温度脆性を示してゐるが之を $200^{\circ}C$ 以上に焼戻したものは全然脆性を示さない。此の事實は先に著者が述べて置いた如く低温度脆性は地鉄其物の性質ではないことを示してゐる。此の場合兩者の相違は單に炭化物の形狀だけであるから原因は明に炭化物にあることが知られる。

尙又同圖に於て焼入の儘のものは低温度脆性を顯はしてゐるが之を $100^{\circ} \sim 200^{\circ}C$ の範圍に焼戻すると脆性が殆ど

なくなる、然るに此の温度の焼戻に依つては何等組織上の變化はないから此の焼戻によつて焼入の際の内部歪、換言すれば急速な $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態によつて出來た α 鐵内の内部歪が除去された結果と見るべきである。之れに依つて結晶組織の内部歪が衝撃値に如何に大なる影響を與へるか知られる。

第2圖焼入鋼に就ての結果を考へるに炭素量 0.42% 以上のものは、充分焼入されマルテンサイト組織になつてゐるから全般的に衝撃値が低く、従つて、低温度脆性も全く顯著でない。 0.33% 以下のものは焼入効果不十分で大體ソルバイト組織である。然しこれは急速冷却によつて出來たソルバイト故焼入焼戻に依つて得たものと異り、相當大なる内部歪力を有するから低温度脆性が著しいのである。此の事から考へて一回焼入れに依つてソルバイト組織を得べき特殊熱処理法は低温度脆性の見地からは賛成出來ないものである。

最後に特殊鋼材に關する實驗結果を考へて見る。*Ni-Cr* 鋼に就ての曲線中、焼戻温度が $525^{\circ}, 550^{\circ}, 575^{\circ}C$ のものが特に低温度脆性が甚だしいのは、此等の温度は第一焼戻脆性の起る範圍にある爲め、組織中に炭化物が微粒をなして析出してゐる。其の結果として α 鐵内に多數の内部“ノッチ”が生ずることとなり且つ之に伴ふ内部歪も存在することとなるから低温度脆性が大きいのである。然し乍ら $600^{\circ}C$ 以上に焼戻を行ひ急冷却した試料は、炭化物が大粒になると同時に一部分 α 鐵中に固溶されて其の量が減ずる結果、脆性効果は著しく減ずることとなる。次に *Ni-Cr-Mo* 鋼に於ては Mo の導入により第一焼戻脆性が極めて微弱となり、上記の温度範圍に於ける炭化物の析出は極めて少量となる爲め低温度脆性は遙かに尠くなつてゐる。

Ni-Cr 肌焼鋼は低炭素鋼と同じく其の炭素量が低く従つて炭化物量が尠い爲め當然低温度脆性は輕いのである。尙 *Ni* の存在は一層この性質を改善するものである。

9. 焼鈍鋼に顯はるゝ低温度脆性の履歴 以上に述べた諸實驗から、低温度脆性は、焼鈍鋼が最も甚だしいことが知れた。依つて次に焼鈍鋼はその焼鈍温度から常温まで冷却する途中如何なる温度に於て斯の如き性質を得るものなるかを實驗的に確めて見た。

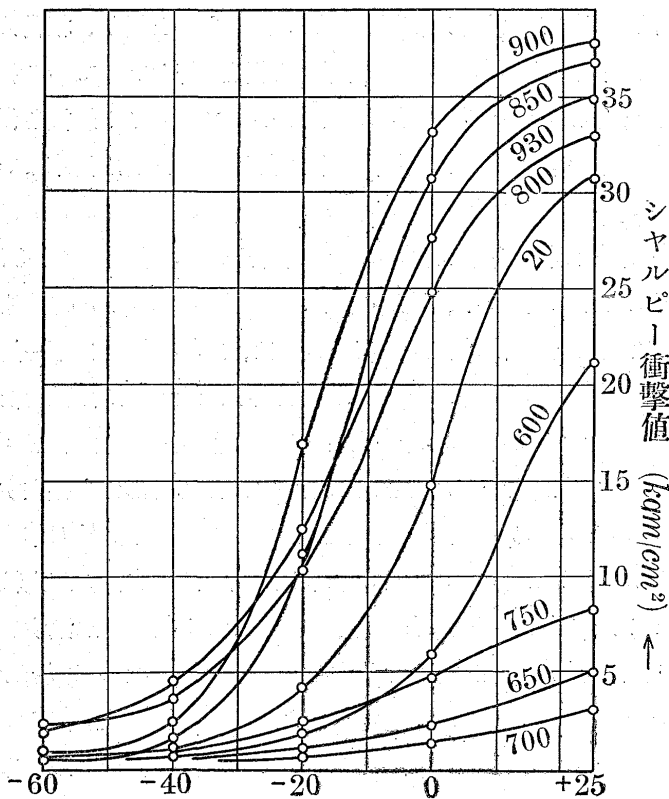
此の目的の爲めに炭素鋼(1)を以て多數の衝撃試験片を製作し、此等を全部一緒に $930^{\circ}C$ に30分間加熱焼鈍後先づ其の内5本を水中冷却した。他のものは爐中に於て

緩冷却を行ひ、温度が 900°C に達した時、一時間此の温度に保持した後、更に 5 本を水中冷却した、以後同様に夫々 850, 800, 750, 700, 650, 600, 20°C(常温) に於て 5 本宛水中冷却を行つたのである。斯くして得た 5 本一組の試料を常温 (25°C), 0, -20°, -40°, -60°C に於ける低温度衝撃試験に供したのである。第 13 圖は其の結果の曲線圖である。

第 13 圖

焼鈍温度より冷却の途中、各温度に於て水中急冷した試料の低温度脆性

(0.04% C)



圖に見る如く、急冷温度 800°C 以上のものは、既に述べた焼入鋼の曲線と同一傾向を示してゐるが 750°C 急冷のものは全般的に著しく衝撃値が下降し 700°C のものは更に低下し、常温に於ける値でも僅かに 3 kgm/cm² に過ぎない。急冷温度が更に下り 650°C 以下となれば傾向は逆となり、衝撃値は再び増加し初める (但し -20°C 以下の値は依然として低く然かも不変である)、即ち 650°C 急冷のものよりも 600°C 急冷のものは曲線が上位となり、20°C 急冷のものは更に上る。さて 20°C 急冷とは即ち完全焼鈍のことで、吾人が先に焼鈍鋼の曲線として示したものと同一形状の曲線であることが見られる。以上の実験から解る様に焼鈍鋼は一度 Ar₁ 點直下で極めて脆い状態と

なつたものが、温度降下に伴ひ再び或る程度までその靱性を復したものであることが知られる。

第 13 圖線曲に於て常温 (25°C) での衝撃値と急冷温度との關係を見る時は上に述べた事實を一層明白に知ることが出来る、第 14 圖は曲線的に之を示したもので、圖に見る如く衝撃値は 700°C 急冷のものが最低値を採り、以下急冷温度の下降に従ひ漸次其の値を増し、常温に於ては、此種極軟鋼としての普通の値に達してゐる。茲に注意すべきは 20°C 急冷のもの即ち焼鈍状態のものでも 800°C 以上の温度から急冷したものに較べると尙多少値が低いことで明に一種の脆性效果の影響を受けてゐることが解る。

本鋼の冷却變態は第 14 圖の熱膨脹曲線からも知れる様に 700°C に於て完全に終つてゐる。従つて此の温度以下から急冷

した試料が著しく脆弱であるのは、此の急冷によつて鋼材内部にある種の脆性效果が発生することを意味するものである。而して此の脆性效果は變態點直下に於て最も強く、温度が下るに従ひ次第に弱くなり、常温まで緩冷却した焼鈍試料に於ても尙多少その影響が認められるのである。

此の現象は從來注意されてゐなかつたものであるが、鋼の熱處理特に焼鈍を行ふ場合には極めて重要な事柄である而して此の脆性は常温に於ける衝撃試験に於て觀測されるもの故本論文第一部の題目たる低温度脆性とは切り放して論ずべき性質のものである。依つて以下別稿として之を詳論することにする。

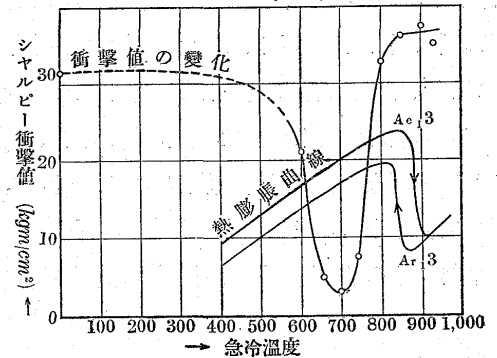
第二部 焼鈍鋼の急冷脆性

第 14 圖曲線に従へば、極軟質炭素鋼 (0.04% C) を 930°C から緩冷却する途中、冷却變態が完了した温度即ち 700°C から水中に急冷却する時は著しい脆性が表はれ其の衝撃値は僅かに 3.3 kgm/cm² となり 650°C から急冷のものは 4.8 kgm/cm², 600°C からのものは 24.1 kgm/cm²

第 14 圖

常温に於ける衝撃値の變化及び變態温度

(0.04% C)



となる、而して 500°C 以下の温度から急冷のものは常温まで緩冷却したもの即ち完全焼鈍のものと同等で 32 kgm/cm² 内外の値を示すことを知った。即ち焼鈍鋼は變態點下 Ar₁~500°C の温度範圍から急冷却する時は著しく脆弱となり、其の脆性効果は Ar₁ 點直下が最も大で、温度の下降と共に次第に輕減し 500°C 以下に於ては殆ど變化がないことが見られる。

著者は此の事實が全く新奇であるのと、其の脆性効果が意外に大きいので實際上からも重要視すべきであることを思ひ此れを“焼鈍鋼の急冷脆性”と命名した。以下述べる諸實驗に於ては此の現象の存在を確證し、且つ其の性質及び原因を考究することとした。

1. 焼鈍試料に就ての實驗 第 14 圖は焼鈍温度から緩冷却の途中試料を急冷した場合の衝撃値の變化であるが、本實驗に於ては一度常温まで緩冷した試料即ち完全焼鈍を行つた試料を再加熱した場合の實驗結果を述べる。實驗は下表の如き成分を有する炭素鋼 6 種に就て行つた。

第 1 表 實驗試料の化學成分と焼鈍温度

試料番號	C	Si	Mn	P	S	焼鈍温度
(1)	0.10	0.26	0.48	0.013	0.013	920°C
(2)	0.14	0.22	0.42	0.018	0.013	900
(3)	0.18	0.29	0.52	0.016	0.013	880
(4)	0.25	0.28	0.47	0.019	0.014	870
(5)	0.29	0.28	0.50	0.015	0.015	860
(6)	0.36	0.35	0.44	0.020	0.012	850

先づ多數のアイゾッド試料を作り、此れを表中右端に記した温度で完全焼鈍を行つた。然る後試料 2 本づつを採り、急冷脆性の温度範圍たる 500~700°C の間の諸温度で 1 時間加熱し、其の内 1 本は直に水中急冷を行ひ(實

線)、他の 1 本は爐中で緩冷却した(點線)。此等の試料に就てアイゾッド衝撃試験を行つた結果は第 1 圖の如くであつて次の事實が知られる：—

(I) 急冷脆性は焼鈍鋼を再加熱する場合にも明瞭に表はれ爐中冷却の試料は衝撃値に變化はないが、水中冷却の試料は約 500°C から 700°C に亘つて著しい衝撃値の低下を示す。本脆性は其の發生操作に於て焼戻脆性と正に正反對であることは興味あることである。

(II) 急冷脆性は低炭素鋼程著しく高炭素となるに従ひ微弱となる、半硬質炭素鋼以上のものに於ては次第に認め難くなる。

2. 焼入焼戻試料に就ての實驗 上記 6 種の炭素鋼を第 1 表に記した温度から水中焼入し、續て此等を 500~700°C の間の各温度で 1 時間焼戻し、焼戻後、水中急冷したものと、爐中緩冷したものに就てアイゾッド衝撃試験を行つた結果は第 2 圖の様である。圖に見る如く、焼入焼戻の場合には全く急冷脆性を認めることが出来ないのである。依つて問題の脆性効果は焼鈍鋼を再加熱し之を急冷する場合に限り顯はるゝものであることが知られる、此の理由から著者は先に本現象を特に“焼鈍鋼の急冷脆性”と呼んだ譯である。

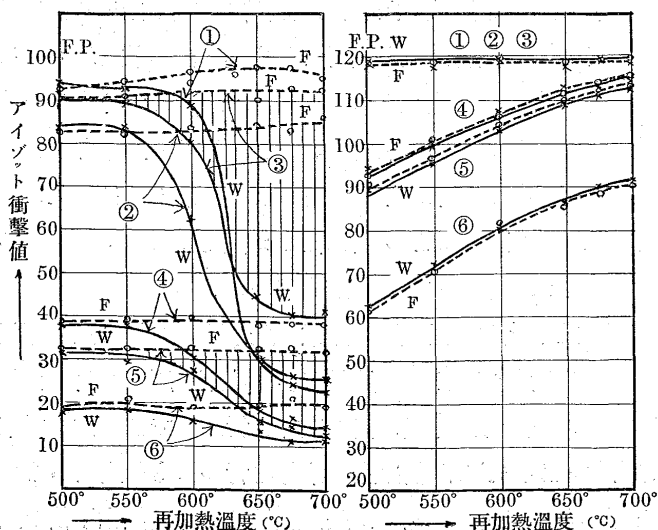
3. 急冷脆性に伴ふ硬度の變化 第 1 圖曲線を得た衝撃試験試料に就てブリネル硬度を測定した結果は第 3 圖の如くである。圖の實線は急冷試料、點線は緩冷試料に就ての値である。尙本測定は試料が小さい爲め直径 5 mm の鋼球を用ひ、荷重は 750 kg とした。圖に見る如く急冷脆性に伴つて著しい硬度の上昇がある。而して此の上昇は急冷温度の

第 1 圖

第 2 圖

焼鈍試料に就ての實驗結果

焼戻試料に就ての實驗結果

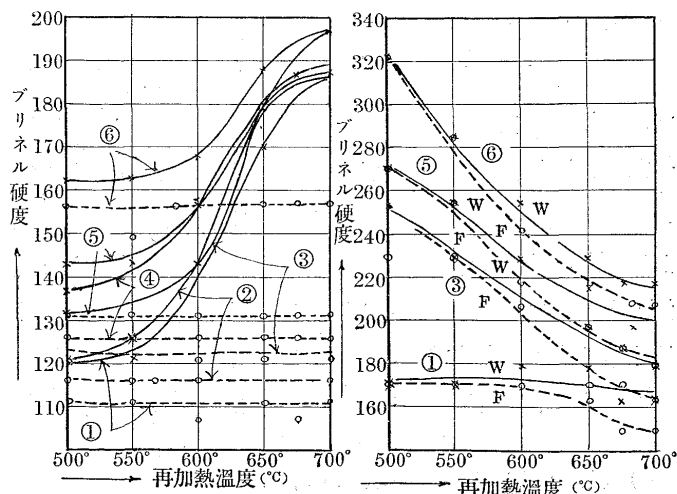


第 3 圖

第 4 圖

急冷脆性に伴ふ硬度變化

焼戻試料に就ての硬度變化



高い程、又炭素量の低い程著しいのである。尙又第2圖曲線を得た焼戻試料に就ての測定結果は第4圖の如くで、此の場合にも急冷試料は緩冷試料より稍硬度が高いが第3圖に較ぶれば其の差は遙かに小さいことが知れる。然し乍ら衝撃値の上では全然相違を示さなかつた焼戻試料が硬度の方では多少の差を示してゐるのは注意すべきことである。

4. 急冷脆性に伴ふ抗張試験性質の變化 炭素鋼材 (1) (3) (4) (5) (6) を以て抗張試験棒 2 本づつを作り、先づ之れを第1表に擧げた温度から完全焼鈍を行ひ、次で 700°C に 1 時間加熱の後 1 本は水中に急冷し、他は爐中で緩冷した。此等の試料に就ての抗張試験の結果は第2表の通りであつて急冷脆性に伴ひ、抗張試験數値の上にも極めて著しい變化が起ることを知つた。表中で W は急冷試料 F は緩冷を示すものである。

第2表 急冷脆性に伴ふ抗張試験性質の變化

試料番號	冷却方法	抗張力 kg/mm ²	降伏點 kg/mm ²	伸%	收縮率 %	硬度ブリネル數	衝撃値アイゾット F.P.
(1) C=0.10	W	57.3	38.2	29.7	67.5	187	97.4
	F	40.1	28.0	43.0	77.9	121	23.4
(3) C=0.18	W	56.0	35.7	29.2	64.0	187	93.8
	F	42.0	28.7	41.7	71.9	126	46.6
(4) C=0.25	W	57.3	39.5	26.1	57.7	197	43.6
	F	43.3	28.3	37.8	66.4	126	17.6
(5) C=0.29	W	56.2	38.8	29.7	59.7	179	37.4
	F	46.5	29.3	37.0	62.8	137	15.9
(6) C=0.36	W	61.1	40.7	27.0	53.7	187	19.3
	F	53.5	30.6	32.0	53.7	149	12.4

今試料 (1) に就て數値の變化を見るに、抗張力は 43%、降伏點は 35% を増し、伸は 31%、收縮率は 13% を減じてゐる。尙其の硬度は約 55% を増し、アイゾット衝撃値に到つては、緩冷試料は完全に破折されない爲め正確な減少率を知ることが出来ないが最も少く見て表の數字から計算しても約 75% の減少となる。要するに總ての性質の變化の内、衝撃値の減少の割合が最も大きいことが知られるのである。

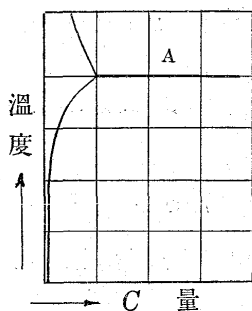
5. 急冷脆性の原因に就て 先年横山氏⁹⁾ は本誌上に於て焼入炭素鋼は時効硬化を起すことを示されたが、上に述べた急冷脆性は焼鈍鋼に於ける時効硬化現象に依るものであることが解つた。焼鈍鋼の時効硬化は焼入鋼に較べて遙かに顯著なもので、急冷脆性は此の現象を衝撃値の上で觀測したものであつて、前節で述べた通り衝撃値は總ての性質中最も著しい變化を示すものである。

A₁ 點以下に於ける Fe₃C の α 鐵に對する溶解度の變

化は第5圖のものであつて、常溫では殆ど溶解度がないが

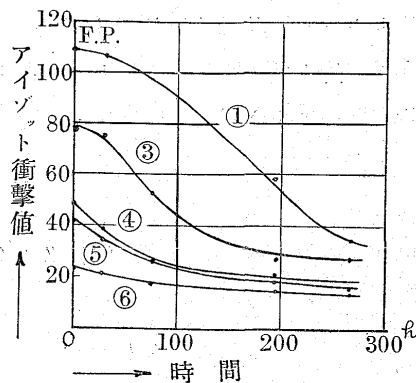
第5圖

α-鐵に對する炭素の溶解度變化



第6圖

時間の経過と衝撃値の降下



A_{C1} 點附近では約 0.06% に近いとされてゐる。依つて A₁ 點附近 (500~700°C) に熱せられてゐる鋼を水中に急冷すれば急冷直後は Fe₃C の強制固溶態が得られるが、溶質である Fe₃C は、常溫に於て、時間の経過につれて次第に微粒折出 (Ausscheidung) を行ひ、此の結果として時効硬化 (Age-Hardening) が起り、材質は著しく脆くなるのである。之れが即ち急冷脆性なのである。爐中冷却の試料は強制固溶態とならないから當然急冷脆性を示さないのである。第6圖は各種炭素鋼の焼鈍試料を 700°C に再加熱し、水中急冷を行ひ、常溫に放置して時間の経過と共に衝撃値が減る様子を示したものである。

依つて急冷脆性は急冷直後から存在するものではなく約一週間乃至十日を経過した後に略々其の最低値に達するのであることが知られる。著者の實驗に於ては試料を急冷してから衝撃試験に到るまで普通一週間内外経過してゐた爲め、充分時効硬化に基く脆性の増加が觀測された譯である。尙焼入鋼を焼戻した場合には硬度に就ては第4圖に見る如く。急冷試料は緩冷試料よりも稍々高い値を示してゐるに係らず、衝撃値の上では第2圖に示した如く毫も急冷脆性を認めることが出来ない。此の原因は急速冷却を行ふも強制固溶態が出来にくいことによるか若しくは焼入の際急速な γ-α 變態によつて出来た α 鐵そのものに原因があるのが未だ明確に言ふことが出来ない。

6. 急冷脆性と鋼の焼鈍作業 急冷脆性に最も深い關係を有する實際問題は鋼の焼鈍である。鋼の焼鈍に於ては最高溫度に一定時間保熱の後緩冷却を行ふのであるが、從來冷却變態が完了した後は急速冷却を行つても差支ないものと考へられてゐた。然るに急冷脆性は正に變態完了後の急

9) 横山：鐵と鋼，19(1933)，No. 3，P. 196

冷却に依つて起るものであつて其の溫度範圍は A_{r1} 點から 500°C 附近に及んでゐる、夫故此の事をも考に入れる場合には焼鈍後は少くとも 500°C まで爐中で緩冷却することが必要である。次に一度急冷脆性を起した鋼材を恢復するには更に完全焼鈍をやり直すか、又は之を A_{c1} 點直下まで再加熱し緩冷却すればよいのである。更に一言したいのは、低炭素鋼はその衝撃抵抗即ち靱性の方面から見た

場合、完全焼鈍の状態は望ましくないので、是非とも焼入焼戻の状態とすべきである。此の際焼入に依つてマルテンサイト組織は往々得られなくともそれは問題ではないのである。

終りに望み、本稿を草するに當り、急冷脆性の原因に就て工學博士山田良之助氏より有益なる御助言を載いたことを厚く御禮申上げる次第である。

鐵-炭素系合金に於ける共晶黒鉛の發生に就て

(日本鐵鋼協會第 14 回講演大會講演)

佐藤 知雄*
錦 織 清 治**

ON THE FORMATION OF THE GRAPHITE EUTECTIC IN THE IRON CARBON ALLOY.

By Tomo-o Sato and Seiji Nishigori

SYNOPSIS:—The pure white pig iron was melted in a high vacuum furnace which was specially devised using tungsten wire as heating element, and thermal analysis was carried out. The eutectic reaction in the pure iron-carbon system takes place in two steps which differs as $7-10^{\circ}$. This phenomenon well agrees with Ruer and Goerens' result, and the change which takes place at the higher temperature, in cooling is due to the formation of the austenite-graphite eutectic, and that of the lower temperature, to the austenite-cementite eutectic, so called ledeburite. In the specimens subjected to the analysis, two kinds of eutectics above mentioned were well observed under microscope. Therefore, the authors pointed out the correctness of the double diagram of the iron-carbon system. The mechanisms of formation of various forms of graphite, mottled iron and "Umgekehrter Hartguss" were discussed on the basis of the results obtained in the present investigation. By assuming a fact that the degree of dissociation of Fe_3C in molten pig iron decreases as the amounts of some impurities or dissolved gasses increases or the heating temperature rises, the readiness of formation of the graphite eutectic in the pig iron melted in vacuum was well elucidated.

I. 緒 言

鐵-炭素系合金に於ける黒鉛の發生は、理論的にも又工業的にも極めて重要な現象であつて、從來幾多の研究が行はれた。相則に準據して言へば二元系である本系の合金に黒鉛、セメンタイト及び α -鐵 (又は γ -鐵) の 3 相が凝固後總ての溫度に於て共存するといふことは矛盾である。

此の矛盾を説明するものとして鐵-炭素系に於ては鐵と黒鉛及び鐵とセメンタイトの 2 種類の異相平衡が成立する

ものと考へる所の所謂複平衡論がある。複平衡論では鐵-セメンタイト系は準安定平衡で、セメンタイトが完全に分解して鐵と黒鉛のみより成る組織が鐵-炭素系に於ける最終平衡組織とする。而して總ての現象を二重平衡状態圖を以て説明するのである複平衡論に對し單平衡論では鐵-炭素系の平衡關係を鐵-セメンタイト系平衡状態圖のみで説明し、黒鉛の成生は瓦斯の存在に依りセメンタイトが分解するものであるとする。

複平衡論の最も有力なる根據は Ruer 及 Goerens¹⁾ の實驗結果にある。即ち彼等は純窒素氣中に於て、電解鐵と

* 東北帝國大學工學部金屬工學科教室

** 大同電氣製鋼所研究部

¹⁾ Ruer u. Goerens: *Ferrum*, **14** (1917), 161.