

鋼質の缺陷としての水素脆性の重要性に就て

(日本鐵鋼協會第 19 回講演大會講演 昭和 13 年 4 月)

太 田 雞 一 *

ON THE IMPORTANCY OF HYDROGEN-BRITTLENESS AS A DEFECT IN STEEL QUALITIES.

Keiichi Ota

SYNOPSIS:—The hydrogen contained in ingots vanishes usually during the course of forging and heat-treatment. The hydrogen of about 0.5 c.c. per 100 grams may some times remain in the forged material after the heat-treatment due to various reasons, which may cause the hydrogen-brittleness

In this paper, the author points out that this kind of hydrogen-brittleness is not less influential than the sand and ghost brittleness in hurting the toughness of steel, and explains with actual examples that the defect is often mistaken as the seasoning phenomenon from its properties or is liable to be overlooked under the covering of the mass effect. He also describes, that the hydrogen-brittleness facilitates the generation of flakes, in accordance with the results of the experimental generation of flakes, and emphasizes that the encouragement of gradual cooling after forging signifies a great importance in view of the hydrogen-brittleness.

I. 緒 言

酸洗を行ふ場合に水素による脆性を生ずることは古くから知られて居る。水素による脆性(水素脆性と略稱す)は酸洗のみに現はれるものではなく、鋼を熔解する時に入れた水素が鍛材に残存する場合にも現はれる。

鋼塊に含まれる水素は鍛錬及熱処理を受ける間に脱出して終ふものであるが、色々の事情によって調質後の鍛材に 0.5 cc/100 g 程度の水素が残留することがある。水素脆性は斯の様な場合に現はれる。

本報告は此種の水素脆性が鋼の靱性を害する程度に於てサンド及ゴーストに比べて輕視出来ない程大きいことを述べ、其性質上他の現象に隠蔽され見逃され易いことを實例によって説明し、白點を自製した實驗から水素脆性が白點の發生に影響を有すると考へられることを指摘し、鍛錬後の徐冷の勵行が水素脆性の立場から見て極めて重大な意義を有することを強張したものである。

II. 鍛材に現はれる水素脆性に就て

鋼材を常溫に放置して置くと時間が経つに従て硬度に變化なく靱性だけが增加して行くと云ふ特殊の時効現象が Ni·Cr 鋼の鍛材に存在することに筆者が氣が着いたのは昭和 8 年であつた。初めは熱処理による歪並に試験片の機

械加工による歪がとれる爲めであらうと考へたのであるが調査が進むに従て鋼に含まれる水素の脆性に基く現象であることが推定出来る様になつた。昭和 11 年に至て微量の水素含有量の正確な測定が出来る様になり、初て水素脆性に原因することを確認し、福岡に於ける本大會に於て報告¹⁾した次第である。

其後種々の材料に就て調査したところによると、材料の成分 寸法 熱履歴等によつて其程度には著しい違があるが、水素脆性は殆ど總ての材料に現はれることを知た。特に合金鋼の大型鍛材は其程度が甚しく、驚く程激しい水素脆性を有する場合がある。第 1 表は Ni·Cr 鋼の或一種の大型鍛材に就て時効率即水素脆性の程度を調べた結果の一例を示すものである。第 1 表からわかる様に水素脆性は

第 1 表

脆性の程度	試験片状態	降伏点 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %	絞 %	水素量 cc/100g
鍛材(鍛錬及熱錬濟のもの)	重きも	時効前 47.4 時効後 47.6 時効率%	67.2 67.0 —	12.0 27.6 57.0	20.3 58.4 65.0	0.89 0.12
	中庸	時効前 48.9 時効後 49.0 時効率%	70.8 71.6 —	16.1 25.5 37.0	28.9 55.2 48.0	0.45 0.09
	輕きも	時効前 46.0 時効後 46.2 時効率%	67.4 67.8 —	21.6 27.0 22.0	41.5 59.2 30.0	0.25 0.00
荒地	普通	時効前 39.2 時効後 39.1 時効率%	64.4 64.7 —	16.7 28.5 41.0	25.9 58.2 45.0	2.47 1.08

* 日本製鋼所室蘭製作所

其程度の激しい場合は伸を 60% も減少せしむるもので 40% 程度の減少は少し肉厚の合金鋼の鍛材ではよく見受けるところで、炭素鋼の丸棒やレールにも 30% 前後の脆性が現はれることは珍らしくない。

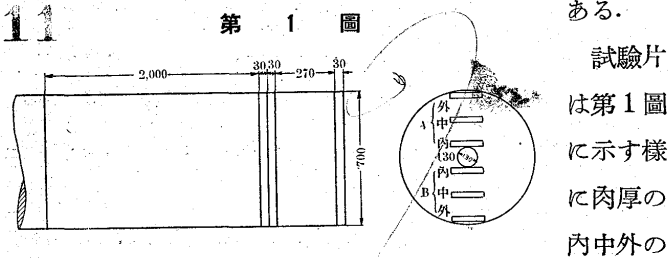
水素脆性に及ぼす成分 寸法 熱処理 鍛錬 加熱時間等の影響は前回報告したから、茲では水素脆性を測定した代表的な一つの例に就て水素が鋼の靱性を損ふ状況を説明し、併せて水素脆性が其性質上他の現象と誤認され易いことを述べる。

水素脆性の測定を行つた試験材は鋼塊を鍛延して造つた圓筒を調質後第 1 圖に示す位置に於て 30mm の厚さに切

第 2 表

寸 法 mm			成 分 %				
外 徑	内 徑	厚 さ	C	Si	Mn	Ni	Cr
700	120	30	0.27	0.2	0.5	3.3	0.8

斷した 2 枚の圓盤で、其寸法及成分は第 2 表に示す通りである。



試験片は第 1 圖に示す様に肉厚の内中外の 3 個所に於て内孔に對して切線方向に採取し、A 符號のものは即日、B 符號のものは 1 週間室内に放置してから抗張試験を行つた。試験の結果は第 3 表に示す通りで、即日測定したものは肉厚の中央部の伸、絞が最も悪く内側外側の順に善くなって居るが、1 週間後に測定したものは肉厚の中央部から採取した試験片の伸、絞が著しく増加し、伸、絞の順位が内中外の順に善くなってゐる。

第 3 表

試験片 状態	位置	降伏點	抗張力	伸	絞	破面	水素量 cc/100g	試 驗 施行
		kg/mm ²	kg/mm ²	%	%			
時 效 前	内側	49.0	72.2	20.3	42.2	F ^c	0.23	即 日
	中央	48.9	70.8	16.1	28.9	F ^b	0.55	
	外側	49.3	73.6	26.2	56.3	C ^b	0.10	
時 效 後	内側	49.2	71.7	21.6	46.8	F ^b	0.13	一 週 間 後
	中央	49.0	71.6	25.5	55.2	C ^b	0.09	
	外側	49.5	73.3	26.3	56.7	C ^a	0.06	

試験片の採取位置に就て時効率を計算すると第 4 表に示す通りで、水素脆性は肉厚の中央部が最も激しく内側は僅かに其 1/6 外側は零になつてゐる。之は時効前の試験片の

第 4 表

試 験 片 採 取 位 置	時 效 率 %		水 素 量 (時 効 前) cc/100g
	伸	絞	
内 側	6	10	0.23
中 央	37	48	0.55
外 側	0	1	0.10

水素量からも想像される様に、鍛錬及熱処理を受ける間に外界に接近する部分の水素が脱

出し、肉厚の中央部に比較的少量に水素が残留した結果によるもので、一つの鍛材に於ても位置によって水素脆性に著しい違があることを示すものである。

同様の理由によつて圓筒の長さの方向にも水素脆性に差がある。今回の試験に於ては此點を考慮して圓筒の端面から 300mm 離れた位置に於て試験材を採取した。第 5 表は試みに熱処理を受けた端面に於て試験材を採取し同様な試験を行つた成績であつて、時効の前後に於て材力及水素量に變化が少く、事實上水素脆性が消失して居る。

第 5 表

試験片 状態	位置	降伏點	抗張力	伸	絞	破面	水素量 cc/100g	試 驗 施行
		kg/mm ²	kg/mm ²	%	%			
時 効 前	内側	49.5	72.2	21.2	45.3	F ^b	0.19	即 日
	中央	49.3	71.8	23.0	50.7	C ^b	0.19	
	外側	49.8	73.5	26.2	56.8	C ^a	0.10	
時 効 後	内側	49.2	72.0	21.6	46.0	F ^b	0.12	一 週 間 後
	中央	49.0	72.2	25.6	53.1	C ^b	0.10	
	外側	49.5	73.3	26.0	56.2	C ^b	0.05	

第 3 表の時効後の材力を見ると肉厚の内側から採取した試験片の伸、絞が中央部及外部のものに比べて可成り劣てゐる。時効後の材力は水素脆性を免かれてゐるから他に伸、絞を悪くする原因がなければならぬ。

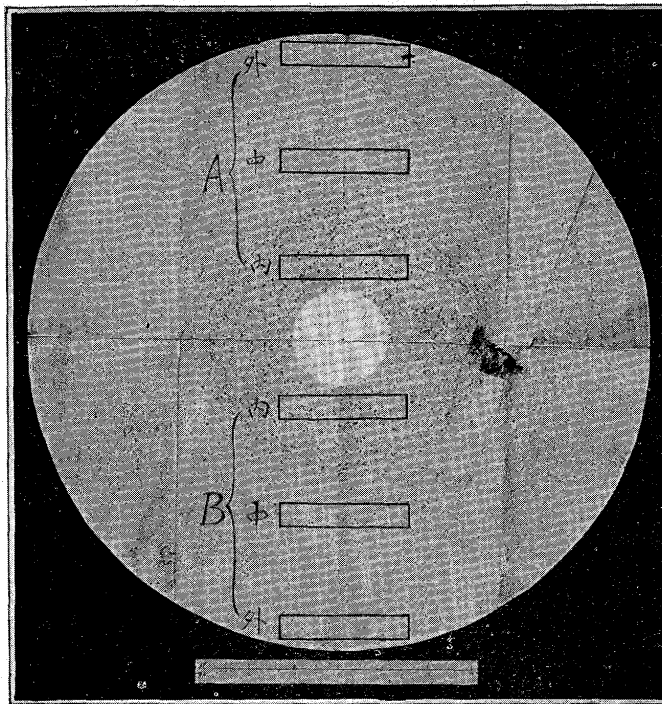
第 2 圖は試験片の硫黄印畫を示したものである。第 2 圖からわかる様に輪狀幽痕は肉厚の内側に集合し、内側の試験片は幽痕の濃厚な位置に在るが、中央部の試験片は幽痕帯から完全に離れてゐる。尙此材料のサンドは比較的輕微であつたが、試験材が鋼塊の底部に相當する關係から幽痕と同様主として肉厚の内側に散在してゐた。以上の二つの點から見て試験材の肉厚の内側が中央部より伸、絞が悪い理由はサンド及幽痕の脆性によるものと考へた。この考へ方に従てサンド及幽痕の脆性を計算すると伸に於ける脆性率は約 15% となる。即此試験材は水素脆性とサンド及幽痕による脆性とを同時に有してゐたもので、第 6 表に示す様に内側から採取した試験片の伸、絞が悪いのは此等兩脆性の協同作用によるものであるが、肉厚の中央部の試験片の伸、絞が悪いのは専ら水素脆性によるものである。

以上の測定結果に對して簡単に吟味して見やう、第 3 表

第 6 表

試験片位置	脆性率 %		
	サンド及ゴースト	水素	計
内側	15	6	21
中央	1	37	38

第 2 圖



27 x 29 = 7.83 12

の時効前の材力の傾向即肉厚の中央部の伸、絞が外部に比べて劣ること並に第3表と第5表の時効前の材力の相違即熱処理を受けた端面の伸、絞が内側に入れたものに比べて優ることは、肉厚の鍛材の材料試験に於て屢々経験するところであつて、普通には鍛錬及熱処理効果が内部まで徹底しない爲に生じたものと考へ、再鍛錬或は再熱錬を施すことによつて内部の伸、絞が改善されることが其證據になるものと信じられてゐる。然ながら水素脆性を持出すと全く別な解釋が成立する。之は甚だ注意すべき點であつて従來質量効果として簡単に片附けられて居た中には水素脆性の影響が相當多量に含まれてゐたものと想像される。今回の例の如きも肉厚の大きな割に内孔が小さいこと、肉厚の中央部から採取した試験片が外部のもの或は同じ中央部でも端面のものに比べて伸、絞が少く且粗雑な破面で切断してゐることから、内部まで熱処理効果が及ばなかつたものと誤信される可能性が甚だ多い。

大型鋼材に關する實驗等に於て 材料の成分 寸法 熱履歴等から見て水素脆性の存在する疑がある場合は、試験

片を數日室内に放置するか、100°C に數時間加熱して (JES 第四號試験片ならば四時間加熱すれば充分である) 試験するだけの注意を拂ふことが肝要で、然らざれば誤た結論に達する虞がある。鋼塊を竹の子狀に鍛造して鍛錬係数の材力に及ぼす影響を調査する場合は此適例であつて、鋼塊から試験材になるまでの加熱時間が極めて短く、水素の脱出が完全に行はれない爲めに直徑の大い部分の中心部に比較的少量に水素が残留し勝であつて、鍛錬係數及質量効果と信じてゐたものが其8割まで水素脆性であつたと云ふ苦い經驗を有してゐる。

水素脆性は又サンド或は幽痕の脆性と誤認される場合がある。抗張試験の結果伸、絞が悪く且試験片の破面にサンドが現はれてゐると、一も二もなくサンドの爲めに伸、絞が悪いと見る考へ方である。

試験片の破面にサンドが現はれる條件としては其材料がサンドを有することの必要であることは勿論であるが、其他に切断に當りスリップが少いこと即絞が少いことが必要である。サンド及幽痕が絞を減少せしむることは明かで、従てサンドが多い場合に試験片の破面にサンドが現はれることは當然である。然ながらサンドの程度が軽く絞を減少せしむるに足らない場合も、他の原因によつて絞が著しく減少すれば破面にサンドが現はれる。第3圖は試験片の平行部に丸形のノツチをつけたものと、つけないものとの破面を比較したもので、ノツチによつてスリップを妨げられた結果ノツチを附した試験片の破面にサンドが現はれたものである。同様の理由によつて水素脆性が激しい場合は伸、絞に影響を及ぼさない程度の微量のサンドも試験片の破面に明瞭に現はれる。従て試験片の破面にサンドが現はれてゐる場合に、サンドの爲に伸、絞が悪くなつたと即斷することは水素脆性を有する可能性のある場合には甚だ危険である。何となれば若し激しい水素脆性を有する場合は、第4圖に示す様に即日試験すれば試験片の破面に多數のサンドが現はれるものも、試験片を一週間室内に放置してから試験すれば破面が一變しサンドの痕跡もとどめなくなるからである。

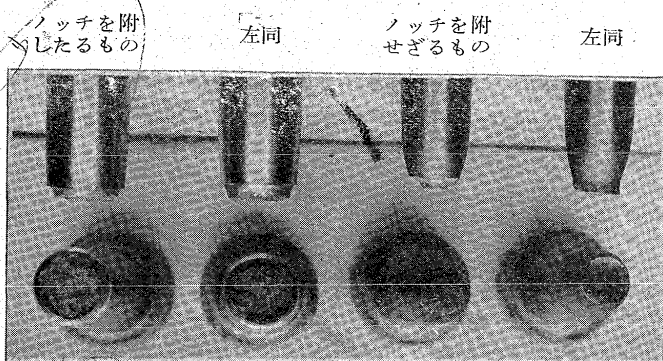
以上述べたところから明な様に、水素脆性は一面に於ては質量効果の蔭にかくれ、一面に於てはサンド及ゴーストの脆性と誤認され、又他方に於ては放置現象と混同され易いもので、之だけ大きな作用を有するにもかゝりわらず問題にならなかつた理由は茲に在るものと考へる。而して其根

本的原因は微量の水素含有量の測定が容易に出来なかつたことによるものである。學術振興會に於ては、鋼に含ま

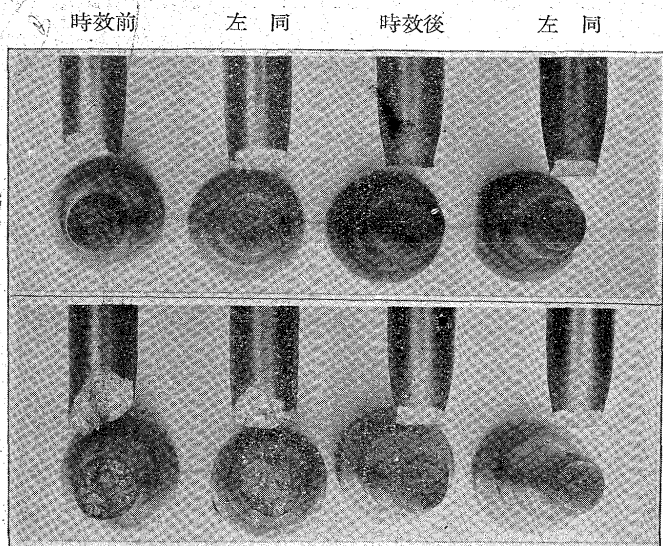
度を具體的に表すことが極めて困難であるからである。吳工廠の伊木氏が日本鐵鋼協會第11回研究部會に於て“鍛材の缺陷に就て”と題して發表された論文²⁾は此種の問題を取扱た内外の文獻で最も正確なものと考へる。因て専ら同氏の研究を引用することにする。

第7表及第8表はサンドによつて廢品となつた合金鋼の鍛材のサンドを有する部分と均質な部分との材力を比較したもので、サンドの程度は相當重い場合で特に第7表に示したものは激しくサンドが現はれた場合である。第9表は合金鋼の鍛材の隅角幽痕部の材力を測定した結果を示すも

第 3 圖



第 4 圖



れるガスに關する研究に力を盡し着々實效を擧げてゐる。水素測定法の普遍化に伴ひ、水素脆性に關する調査も格段的な進歩を見るものと考へる。

III. 水素脆性とサンド及ゴーストによる脆性との比較

鋼質の缺陷には色々種類があつて最も顯著なものとしてサンド、幽痕（濃厚なる偏析を指す）及白點の三者を擧げることが出来る。此等の中白點は最も悪質な缺陷として嫌はれるものであるが、鋼質の他の缺陷によつて脆弱になつたところが歪を受けて裂けた割れと考へられるから茲では觸れないことにして、サンド及幽痕が鋼の靱性を害する程度を調べ、水素脆性と其程度を比較して見よう。

サンド及幽痕が鋼質の主要な缺陷であることは衆知の事實であつて此のために不慮の災害を生じた例も尠くないのであるが、靱性を損ふ程度を正確に調べたものは至て少い。サンド及幽痕の輕重が數字で表はしにくい爲に其有害の程

度、試験片は第5圖に示す様に濃い幽痕が中央に来る様に採取してある。第10表はNi-Cr鋼鍛材の輪狀幽痕部の材力を測定したもので、同様試験片はゴースト直角に採取してある。

第 7 表

試験片位置		降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %	絞 %
外 部	砂 疵 部	87.0	97.2	11.4	25.3
	均 質 部	84.4	93.7	16.9	44.8
	脆性率 %	—	—	33.0	44.0
内 部	砂 疵 部	84.9	90.2	12.7	25.0
	均 質 部	75.8	85.6	16.5	42.4
	脆性率 %	—	—	22.0	39.0

試験片 7D×25L

(伊木氏による)

第 8 表

試験片位置	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %
砂 疵 部	95.8	103.6	11.7
均 質 部	98.5	108.1	14.2
脆性率 %	—	—	18.0

試験片 2r×5r×25L

(伊木氏による)

第 9 表

試験片位置	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %
ゴースト部(横)	84.0	94.7	18.3
均質部(〴)	83.7	95.0	22.0
脆性率 %	—	—	20.0

試験片 2r×5r×10L

(伊木氏による)

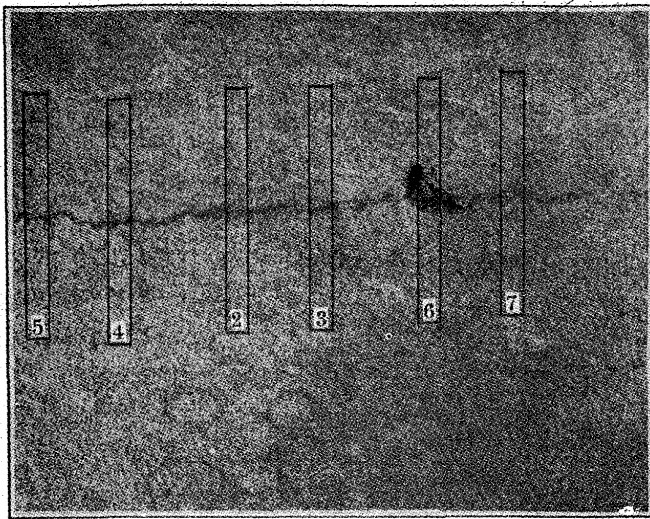
第 10 表

試験片位置	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %	絞 %
ゴースト部(横)	57.0	75.0	19.4	45.4
均 質 部(〴)	59.0	76.5	20.4	52.8
脆性率 %	—	—	5.0	16.0

(伊木氏による)

第7表～第10表を見るとサンド及幽痕部は均質部に比べて伸、絞が少く、サンド及幽痕が鋼の重大な缺陷であることがわかる。先づサンドに就て云へば、サンドの程度が激しい場合は伸に於て約30% 絞に於て約40%の脆性率を有してゐるが、サンドの程度が少し軽くなると伸に於ける脆性率が約20%に減少する。幽痕はサンドに比べて靱性を損ふことが少く、濃い隅角幽痕で伸に於て約20%の脆性率を示し、輪狀幽痕は僅かに5%の脆性率を示すに過

第 5 圖



ンド及痕幽と相伴て生ずる。サンド及幽痕によつて元々弱くなつてゐるところへ水素脆性が加はるのであるから其害は倍加される理である。此意味から云て水素脆性は鋼質の重大な缺陷の一つであつて、其軽減に一層の努力を拂ふ必要があるものと信ずる。

IV. 水素脆性と白點との關係

水素脆性がサンド及幽痕と同様鋼質の重大な缺陷の一つであることは上述の通りであるが、尙注意すべきことは鋼質の缺陷として最も恐れられてゐる白點に密接な關係を有すると考へられる點である。白點を有する鍛材に特殊時効が激しく現れること、白點の消長と特殊時効の消長とが良く一致することから、特殊時効が白點と密接な關係を有することを前回の報告¹⁾に述べた。統計的事實は以上の通りであるが、はたして白點の發生に水素脆性が關係を有するかと云ふ問題になると是丈けでは何とも言へない。因て白點自製に關する一二の實驗を行ひ、此關係を確めて見た。

實驗 1: 一試験材は第 13 表に示す成分及寸法を有する圓盤 6 枚で、鍛鍊後焼鈍を行つた圓筒から切出したものである。試験材は片面を精仕上して其面を稀硝酸で腐蝕し、入念に白點の検査を行つたが何れも白點を検出しなかつた。試験材は 3 枚宛 2 組に分ち、1 組は其儘、他の 1 組は 800°C に 48 時間加熱、焼鈍を行つた後、水素含有量、時効率及白點感受性の測定を行つた。白點感受性の測定は西津氏⁴⁾松山、佐々川、伊木氏⁵⁾の實驗にならつて試験材を 1,000°C から水に焼入を行ひ其後で焼入焼戻を行ひ、硝酸腐蝕法によつて割の發生の有無を検査する方法によつた。

ぎない。

第 11 表は當社に於て蒔田氏³⁾が 60 t の Ni·Cr 鋼々塊から鍛鍊した鍛材を焼鈍した状態に於て隅角幽痕部の材力を測定した結果である。伸に於る脆性率約 20% で呉に於る測定結果とよく一致してゐる。

第 11 表

試験片位置	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸%	絞%
ゴースト部(横)	55.5	70.1	10.7	24.1
均質部(〃)	48.0	65.0	13.2	28.7
脆性率 %	—	—	19.0	16.0
試験片 13.8a × 100t		(蒔田氏による)		

第 12 表は此等の結果を要約したもので、之からサンド及幽痕が鋼の靱性を扱ふ大體の見當を知ることが出来る。即ちサンド及幽痕は其程度の輕重によつて靱性を扱ふ程度に輕重があるが其程度の重い場合でサンドは伸を約 30% 減少せしめ、幽痕は約 20% 減少せしむる。

第 12 表

缺陷		脆性率%	
種類	程度	伸	絞
サンド	重きもの	30	45
	やゝ輕きもの	20	—
ゴースト	重きもの	20	—
	輕きもの	5	—
水素脆性	重きもの	60	70
	輕きもの	20	30

次に水素による脆性の程度であるが、之亦水素量組織其他によつて廣い範圍に互て變化するから一概に云ふことは出来ないが、第 1 表に示した様に伸に於る時効率(脆性率に同じ) 30% は普通で、合金鋼の大型、鍛材

では伸を 60% も減少せしむることがある。従て伸絞を悪くする度合から云へば、第 12 表に示す様に水素脆性はサンド及幽痕に比べて優るとも劣らないものである。且實際問題としては水素脆性は單獨に生ずることは少く多くはサ

第 13 表

寸法 mm			成分 %				
外径	内径	厚さ	C	Si	Mn	Ni	Cr
530	120	50	0.28	0.2	0.5	3.7	0.7

實驗の結果は第 14 表に示す通りである。試験材は其儘の状態では水素量 0.38 cc/100g を有し、伸に於る時効率 37% で、可成り激しい水素脆性を有し、之を 1,000°C から水冷したものは何れも第 6 圖に示す様に明瞭に白點狀の割を生じた。豫め長時間加熱を行つた試験材は水素量 0.1 cc/100g 時効率僅かに 2% で事實上水素脆性なく、同様に水冷したものは全々白點を検出しなかつた。

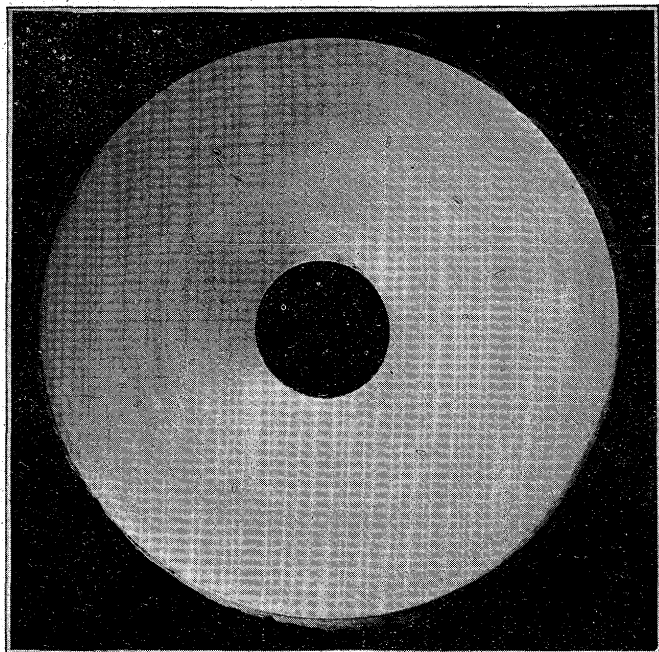
此實驗は水素脆性を有するものに強い應力をかけると白點狀の割を生ずるが、豫め水素脆性を除去して置けば、同様の應力がかゝつても割を生じないことを示すと同時に

0.4/100g 程度の微量の水素も条件如何によつては充分白點の誘因になることを示すものと考へる。

第 14 表

試験材	水素量 cc/100g	試験材 焼 鈍	水素量 cc/100g	時 効 率 測 定				白點感受性	
				試験片	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸%		絞%
I III V	0.38	—	0.38	時効前	37.1	67.1	15.5	24.8	有
				時効後	38.3	68.5	24.5	45.2	
				時効率%	—	—	37	45	
II VI IV	0.38	800°×48h F.C.	0.09	時効前	36.5	68.0	24.6	44.8	無
				時効後	36.6	68.3	25.2	47.0	
				時効率%	—	—	2	5	

第 6 圖



實驗 2:— 高周波電氣爐に於て特殊の精鍊を行ひ、水素を比較的多量に含有するも脱酸極めて良好にして凝固に際し決して氣泡を生じない熔鋼を造り、之を 75kg のインゴツトケース 6 本に分鑄した。鋼塊は兩端を切斷し、氣泡がないことを確かめてから、化學成分、サンド、ガス量等を測定した。其結果は第 15 表に示す通りである。

第 15 表

鋼塊寸法mm	成分 %					サン ド %	酸素 %	窒素 %	水素 cc/100g
	C	Si	Mn	Ni	Cr				
160×160×300	0.32	0.05	0.41	3.51	0.70	0.018	0.0032	0.0042	9.45

鋼塊は符號 1 及 2 は其儘、符號 3~6 は鍛鍊してから實驗 1 と同様に水素量、時効率及白點感受性の測定を行た。測定の結果は第 16 表に示す通りである。

鋼塊は造塊の儘の状態では(符號 1) 約 9.5cc/100g の水素を含有して居たが伸に於る時効率 13% で水素脆性は比較的軽く、之を 1,000°C から水冷するも割を生じなかつた。鋼塊を 800°C に 100 時間加熱焼鈍したものは(符號 2) 水素量約 1.5cc/100g に減少し、時効率 5% で殆んど水素脆性なく白點感受性もなかつた。

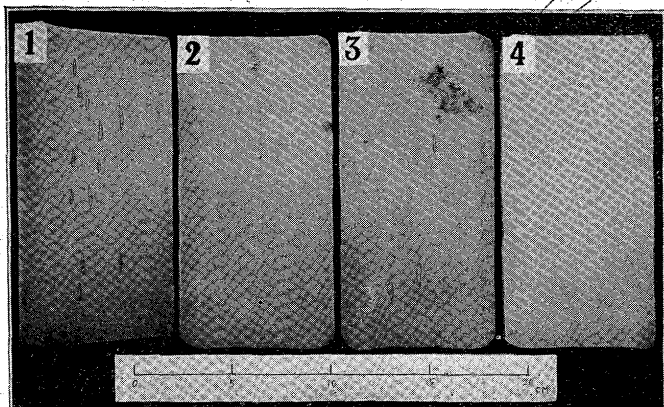
造塊した儘の鋼塊から鍛造した試験材は(符號 3) 鍛造の儘では水素量約 3cc/100g 時効率約 50% で激しい水素脆性を有し、之を 1,000°C から水冷したものは第 7 圖(1) に示す様に多數の白點狀の割を生じた。然ながら鍛鍊後焼鈍を行た試験材は(符號 4) 水素量約 0.3cc/100g に減少し時効率 15% で水素脆性弱く、同様に急冷するも第 7 圖(2) に示す様に割を生じなかつた。

第 16 表

鋼 塊			試 験 材			時 効 率 測 定					白點感受性	
符號	焼 鈍	水素量 cc/100g	寸 法 mm	焼 鈍	水素量 cc/100g	試 験 材 熱	試験片	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸%		絞%
1	—	9.45	80×80×150 (機 削)	—	9.45	820°O.Q.	時効前	83.6	95.8	10.6	18.3	無
						600°O.Q.	時効後	83.8	96.1	12.2	28.8	
2	800°×100h F.C.	1.47	同 上	—	1.47	同 上	同 上	83.4	96.7	14.4	27.7	無
								83.6	96.9	15.1	30.2	
3	—	9.45	80×80×150 (鍛 造) (鍛造後灰冷)	—	2.85	同 上	同 上	82.5	95.0	10.3	19.1	有
								83.0	95.8	20.3	52.4	
4	—	9.45	同 上	800°×48h F.C.	0.32	同 上	同 上	83.3	96.1	15.8	43.8	無
								82.8	95.7	21.8	57.2	
5	800°×100h F.C.	1.47	同 上	—	0.68	同 上	同 上	82.4	95.8	14.3	25.6	有
								82.6	96.1	20.6	55.3	
6	同 上	1.47	同 上	800°×48h F.C.	0.18	同 上	同 上	82.5	95.3	21.3	58.5	無
								83.1	96.4	20.8	56.0	

豫め焼鈍した鋼塊から鍛造した試験材は、鍛造の儘では（符號 5）水素量約 $0.7 \text{ cc}/100 \text{ g}$ に過ぎないが伸に於ける時効率約 30% で可成り激しい水素脆性を有し、之を $1,000^\circ \text{C}$ から水冷したものは第 7 圖(3) に示す様に僅かながら白點狀の割を生じた。然ながら鍛錬後焼鈍を行つた試験材は（符號 6）水素量約 $0.2 \text{ cc}/100 \text{ g}$ で完全に水素脆性なく、同様に急冷したものは第 7 圖(4) に示す様に割を生じなかつた。

第 7 圖



此實驗は實驗 1 と同様に水素脆性が白點狀の割の發生に影響を有することを示してゐるが、特に注意すべきことは一旦消失した水素脆性が鍛錬によって再び發生すると考へられる點である。

水素脆性は必ずしも水素量の絶體値に比例するものではなく、 100°C 以下の溫度に於て比較的容易に擴散する活性の水素が脆性を生ずるもので、低温に於ては容易に擴散しない比較的安定な水素は材力に關係がないこと、鍛材では $0.2 \sim 0.5 \text{ cc}/100 \text{ g}$ の極めて微量の水素によって激しい水素脆性を生ずるが焼鈍した荒地（鋼塊を僅か鍛錬したもの）では $2 \text{ cc}/100 \text{ g}$ 程度の水素が残存してゐても最早水素脆性を生じないこと、從て鋼に含有される水素には活性の水素と安定な水素との二種類があると考へられることを前回の報告¹⁾に於て述べた。今回の實驗に於ても焼鈍後の鋼塊から切出した試験材は約 $1.5 \text{ cc}/100 \text{ g}$ の水素を含有して居るが伸に於ける時効率 5% で、事實上水素脆性なく、焼鈍後の鋼塊から鍛造した試験材は水素量 $0.7 \text{ cc}/100 \text{ g}$ に減少したにも拘らず、伸に於ける時効率 30% で、可成り激しい水素脆性を呈した。之は水素脆性が必ずしも水素量に比例しないことを示すと同時に、焼鈍によって一旦消失した水素脆性が鍛錬によって再び發生したことを示すものである。この現象を次の様に解釋する。

鋼塊に含まれる水素には所謂活性のものと、安定のものとの二種類がある。鋼塊を焼鈍すれば活性の水素が擴散するから脆性は消失する。焼鈍した鋼塊を鍛錬すれば、組織が緻密になると同時に残留してゐた安定の水素が一部活性の水素に変化し、爲に水素脆性が現はれる。鍛錬後に焼鈍を行へば、活性の水素は擴散するから脆性が消失する。^{*}

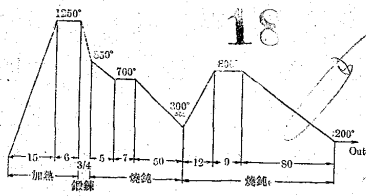
此考へ方に從へば水素脆性が現はれない様にするには鍛錬後は必ず徐冷しなければならぬことになる。鋼塊又は荒地に焼鈍を施し水素脆性を完全に除去することが出来たとしても、所謂安定な水素は相當多量に残存すべく從て次の鍛錬によつて水素脆性が現はれる懼があるからである。特に大型鋼塊の荒地鍛錬に於ては、水素含有量が多く且質量が大きい爲めに、水素の擴散に長時間を要し、鍛錬後の冷却を極めて緩徐に行はなければ、活性の水素が多量に残留し激しい水素脆性を生ずる。斯の様な場合には鍛錬後の徐冷を勵行する丈では不充分で、第 8 圖に示す様に 700°C 附近に於ける焼鈍を附け加へることが望ましい。然ながら荒地鍛錬に於る冷却を如何に入念に行つても所謂安定な水素として相當量の水素が残留することはさけ得ないから仕上鍛錬に於ける冷却を忽にすることは出来ない。水素脆性は鍛錬係數が大きくなり組織が緻密になるに從て少量の水素が大きな脆性を生ずる傾向があるからであつて、水素量の絶體値が小さくとも安心することは出来ない。

鍛錬後の徐冷の勵行が白點の防止に顯著な効果を齎らすこと、鋼塊又は荒地の長時間加熱が同様白點防止に効果があることが知られて居る。前者は變態點の降下を防止し、變態によつて生ずる應力を軽減すること、後者は偏析を擴散し、偏析による脆性を除去することを目的として施行されるものであるが、何れも水素脆性の軽減を齎らすもので水素脆性の減少も與て力あるものと考へる。

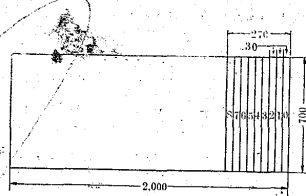
白點の成因に就ては諸説紛々として落着くところを知らない有様で、水素が重大な因子をなすと云ふ説も相當多數の人によつて支持されてゐる。然ながら所謂水素説なるも

^{*} 鋼に含まれてゐる水素を其性状から 2 種類に分けて考へて居るが本質は明かでない。20mm 角棒を恒温乾燥器に入れ 100°C に加熱した實驗によると、鍛材から切出したものは 100 時間以内で水素が痕跡になるが、鋼塊から切出したものは 7,000 時間に及ぶも尙 $0.2 \sim 0.6 \text{ cc}/100 \text{ g}$ の水素が残留し且其残留量が成分特に Si 量によつて異なる。所謂安定の水素は結晶粒界又はサンドと鋼との間の隙間の様な大きな空間に集合し壓力の低下した分子狀の水素と考へても説明が出来るが、筆者は鋼塊に含まれる水素の内には Si, Mn 等の元素と化合又は結合し常温では擴散し得ない水素が存在するものと考へて居る。

第 8 圖



第 9 圖



のは水素の発生壓を重視するもので^{6) 7) 5)}, 水素脆性に就て論じたものは筆者の知る範囲では Esser, Eeilender & Bungeroth⁸⁾ が $Ni \cdot Cr$ 鋼の白點を X 線及光學スペクトルで調査した結果に基き、白點は Cr, Ni, Mn 等の水素化合物の結晶の析出による基本組織の脆化及結合元素の遊離によって發生する水素の発生壓に關係があると考へられることを述べた唯一の論文があるに過ぎない。筆者は白點を有する鍛材が例外なく激しい水素脆性を有すること或一種の製品に就て長期に亙て調査した結果白點の消長と水素脆性の消長とが良く一致すると云ふ二つの統計的事實と今回の實驗結果から判斷して、水素脆性は白點の發生に相當大きな影響を有するものと考へる。鋼質の缺陷としての水素脆性は白點の一つの有力な誘因になると云ふ點に於て益々其重要性を加へるものと信ずる。

V. 水素脆性の除去に就て

水素脆性は鋼の靱性を損ふ程度に於てはサンド及幽痕とに比べて優るとも劣るものではない。然ながらサンド及幽痕の脆性が恒久的なものであるのに對し水素脆性は暫定的なものであつて、全く其趣きを異にして居る。即ち鋼塊に含まれるサンド及幽痕は鍛鍊及熱處理によつては殆んど影響されないものであるが、水素は熱的取扱によつて除去することが出来るばかりでなく常溫に放置して置ても長い年月の間には消失してしまふものである。從てサンド及幽痕に關しては熔解及造塊作業に於て防止策を講ずるより致し方がないが、水素脆性は鍛鍊及熱處理を適當に行へば充分除去し得るものである。實驗 2 に述べた鋼塊の様に特に水素を多量に含ませたものも適當に處理すれば水素脆性及白點感受性の絶無の立派な鍛材を造る事が出来る。從て熔解及造塊に於て、サンド及幽痕を減少せしむることは必要缺くべからざるものであるが、水素を減少せしむることは水素脆性從て白點に關しては必ずしも必要ではない。

然ながら鋼に含まれる水素は質量が大きくなると加熱を行つても容易に除去し得るものではない。特に水素含有量が 1cc/100g 以下になると外界の水素分壓との關係で水素の

擴散能力が著しく減退するから水素脆性を完全に除去することは甚だ困難であつて、實際問題としては水素脆性の許容範圍を定め、其範圍まで低下すれば満足するより仕方がない。次に鍛材に長時間加熱を施し水素脆性の減少を測定した一例を示し、大型の鍛材に於て水素脆性の完全なる除去が極めて困難であることを説明しよう。

試験材としては第 II 章に於て水素脆性の分布を測定した圓筒を長さ約 2m に切斷したものを用ひた。試験材は石炭ガスを燃料に使用する焼鈍爐に於て、約 850°C に 100 時間加熱、焼鈍を行ひ、其後で次の熱處理を施した。

焼入 820°C 油冷、第二段焼入 710°C 油冷、焼戻 540°C 油冷、試験材は第 9 圖に示す様に切斷し、厚さ 30mm の圓盤を 9 枚採取した。此内最も端の 1 枚は長時間加熱前に切斷し、其他の 8 枚は長時間加熱後に切斷した。此等の圓盤から第 1 圖に示した位置に於て試験片を採取し、A 符號のものは即日、B 符號のものは 1 週間室内に放置してから抗張試験を行つた。其結果は第 10 圖及第 11 圖に示す通りである。抗張力及降伏點は試験片の採取位置に關係なく夫々約 71 kg/mm² 及 49 kg/mm² に大體一定し且時效の前後に於て變化がなかつたから省略した。尙第 10 圖及第 11

第 17 表

		試験片採取位置		
		内側	中央	外側
端面より の距離 mm	15	7%	7%	-4%
	50	0%	18%	1%
	85	14%	29%	-4%
	120	-5%	35%	-3%
長時間加熱 前	155	7%	33%	0%
	190	16%	37%	2%
	225	2%	31%	-5%
	260	5%	34%	-2%
長時間加熱		6%	37%	0%

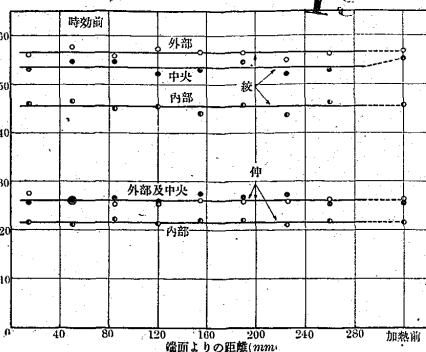
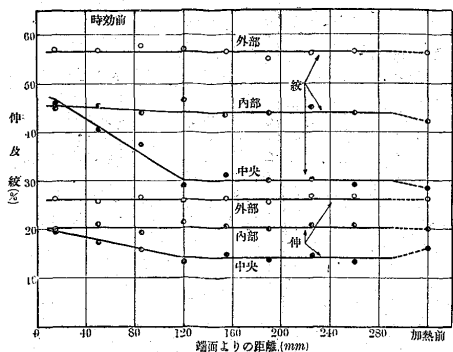
圖の右端には比較の便宜の爲めに長時間加熱前の材力を記入した。

第 10 圖及第 11 圖から試験片採取位置による時效率の變化を求むれば第 17 表に示す通りで、肉厚の外側及内側は大體に於て、水素脆性が消失

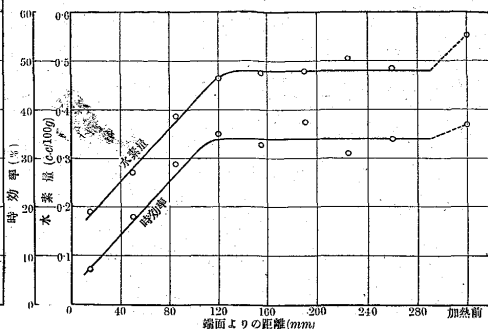
してゐるが、中央部は端面に最も近いものが消失してゐるだけで端面から離れるに從て急に脆性を増加し、120mm 以上離れたところでは殆んど一定で長時間加熱前と事實上變りがない。第 12 圖は肉厚の中央部の試験片に就て水素脆性と水素含有量との關係を求めたもので、此兩者は比例關係に在ることがわかる。水素脆性から見ても水素含有量から見ても約 120mm を界にして狀況が違つてゐるが、之は試験材の寸法の關係から來たもので長時間加熱の効果が 120mm 以上の深部に及ばないと云ふ意味ではない。

終りに臨み本報告の發表を許可された日本製鋼所並に指

第 10 圖 57x14=7.98 第 11 圖



第 12 圖



導鞭撻を賜た改良部長黒川慶次郎氏に厚く感謝の意を表すと共に、多大の援助を與へられた改良部萩原巖、小林佐三郎、三田村勇吉、浦田正吉の諸氏に深く感謝する次第である。

引用文献

1) 太田雞一 "合金鋼に現はれる特殊の時効現象に就て" 鐵と鋼 第 23 年 第 4 號
 2) 伊木常世 鐵と鋼 第 22 年 附録
 3) 蒔田宗次 鐵と鋼 第 13 年 第 9 號

4) 西津露吉 "自製白點の一實驗" 學振第 19 小委員會 報告 II
 5) 松山寛慈, 佐々川清, 伊木常世 "白點と水素との關係に就て" 鐵と鋼 第 24 年 第 3 號
 6) H. Bennek, H. Schenck, H. Müller. St. u. Eisen 55, 1935
 7) 本多光太郎, 廣根徳太郎 "鋼塊に生ずる白點の成因に就て" 鐵と鋼 第 23 年 第 6 號
 8) H. Esser, W. Eilender, A. Bungeroth "Spectralanalytische Untersuchungen an Flocken in Chrom-Nickel Stählen" Archiv. Eisenhüttenw. 8 1934-1935

高温及低温度に於ける軟鋼熔接部の機械的性質

(第 3 回工學大會講演 昭和 11 年 4 月)

佐々木 新太郎*
 氏家 竹次郎**

MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED STEEL AT HIGH OR LOW TEMPERATURE

Shintaro Sasaki and Takejiro Ujiye.

SYNOPSIS:—First, the authors describe the objects of these researches, materials and welding scheme which are most practically used for plate work of mild steel. Next, they describe the apparatus and procedures for determining the various properties of butt welded joint at elevated and lowered temperatures ranging from 100 to 600°C and from 0° to -40°C respectively.

In the third section, the factors which may influence on the resulting tensile and impact resistances of butt welded test pieces are considered, and lastly the thermal effects on the physical properties of the adjacent steel plate are discussed.

So far as the ultimate strength is concerned, a strong weld at a low temperature is generally a strong weld at a high temperature as well.

The current investigation of welds at lower temperature was made possible through the co-operation of the authors.

1. 目的

將來熔接の應用範圍が常溫は勿論、必然的に高温及低温状態に於て使用せらるゝ凡百の金屬製品に向て發展すべき運命を有する事は、火を睹るよりも明かなるが故に、

其必要に應ずる目的を以て計畫せる數種の實驗の内、先づ常溫、高温及低温度に於る母材及熔接片の抗張力及衝擊値を測定することに依りて熔接部の物理的性質に對する温度の影響を知らんとする研究である。

2. 試験温度及符號

常溫試験に於ては偶々本實驗に着手した當時の室内温度

* 三菱重工業株式會社社長崎造船所, **同神戸造船所