

鋳鋼の水素脆性および遅れ破壊に及ぼす微小凝固欠陥の影響

林 忠夫*・大島 聰範**・桑原 克典***

Effect of Small Casting defects on the Hhydrogen Embrittlement
and Delayed Fracture for Steel Castings

Tadao HAYASHI, Toshinori OSHIMA and Katsunori KUWAHARA

Abstract

The effect of the small casting defects on the hydrogen embrittlement and delayed fracture for steel casting was investigated. The following results were obtained.

- 1) The ductile number decreases, if the rate of defect increases, and it decreases further by hydrogen charge. But the tensile strength hardly changes with hydrogen charge.
- 2) At rate of defect 0.2-0.5%, the hydrogen embrittlement is the most remarkable.
- 3) In the dry type method, a delay destructive limit decreases at 2.2% of the rate of defect. However, in the wet type method by direct hydrogen charge, it is not based on the rate of a defect.

Key words : hydrogen embrittlement, delayed fracture, steel castings, casting defects

1. 緒 言

鉄鋼材料は機械やプラントなどの構造物に使用されているが、その環境下における破壊、例えば水素脆性や遅れ破壊などの環境破壊が安全上の立場からも重要な問題となっている。水素脆性は金属材料が溶鋼中や溶接時、あるいは腐食環境下にあるとき、何らかの原因で水素が金属中に固溶することによって延性が低下する現象である。また、遅れ破壊は応力を付加してからある時間経過後に突然破壊が起こる現象で、高強度ボルトの破損原因として注目されている。その要因として高応力附加、切欠きおよび水素の三条件が重なった場合に発生するといわれており、破壊発生までに潜伏期間がある。圧延材における水素脆性や遅れ破壊に関する研究¹⁾²⁾は古くからされているが、鋳造材についてはほとんどないのが現状である。

本実験では S43C 鋳鋼における水素による脆化および遅れ破壊現象に及ぼす微小凝固欠陥の影響について若干の検討を行った。

* 技 官 (技術専門職員)機械実習工場
 ** 名誉教授 苫小牧高専
 *** 技 官 機械工学科

2. 水 素 脆 性

2. 1 供試材および試験片

供試材は新日本製鐵室蘭製鋼所で鋳造された連続鋳造材および六面鍛造材のブルームを使用した³⁾⁴⁾。表 1 に供試材の化学成分を示す。なお、六面鍛造材は連続鋳造材のブルームをさらに六面等方熱間鍛造を行い、凝固組織を変化させないで内部欠陥を圧着して欠陥を減少させた材料である。この二種類のブルームから欠陥率の違う材料を切り出し旋削加工した。

図 1 に試験片の形状および寸法を示す。熱処理は 850℃ 焼鈍、850℃ 油焼入れ、450℃ および 550℃ 焼戻しの条件で行った。

表 1 供試材の化学成分 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr
0.42	0.19	0.75	0.023	0.020	0.033	0.01	0.017	0.032

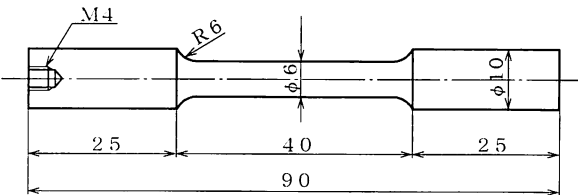


図 1 試験片の形状および寸法

2. 2 実験方法

引張り試験はコンピュータ計測制御式精密万能試験機を用い、引張り速度 8.4×10^{-5} m/sで行った。破面は走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。図2に水素添加装置の概略図を示す。水素チャージは陰極電解法にて10%硫酸水溶液中 (電流密度 0.1 A/cm^2) で40min 行った⁵⁾。

欠陥率 R_s は(1)式に示すように、破断面の全面積 R_c に対する欠陥の面積 R_f の割合から求めた。

$$R_s = \frac{R_f}{R_c} \times 100 \dots \dots \dots (1)$$

2. 3 実験結果および考察

図3に低欠陥材 (欠陥率0.06%) および高欠陥材 (欠陥率3.95%) の水素チャージ前後の延性指数 I_D と引張り強さ σ_B との関係を示す。ただし、延性指数 I_D は(2)式で示すように絞り ϕ と伸び δ の相乗平均値で表される。

$$I_D = \sqrt{\phi \times \delta} \dots \dots \dots (2)$$

延性指数は水素チャージにより、低欠陥材で約10.5%および高欠陥材で約3.5%ともに低下するが、引張り強さはほとんど変化しない。

図4に450℃および550℃焼戻し材の水素チャージ前後の欠陥率 R_s と延性指数 I_D および引張り強さ σ_B との関係をそれぞれ示す。

延性指数は450℃および550℃焼戻し材とも欠陥率の増加に伴い低下し、水素チャージにより450℃焼戻し材で11~14%, 550℃焼戻し材で7~8%全体的に低下する。このとき引張り強さは水素チャージの影響をほとんど受けない。これは水素チャージ前後の $P-\delta$ 曲線 (図5) おいて、降伏荷重と最大荷重が変化しないにもかかわらず、最大荷重に達してからの変位 (伸び) は、水素チャージにより低下することからいえる。ただし、450℃焼戻し材の欠陥率3.95%では若干低下する。

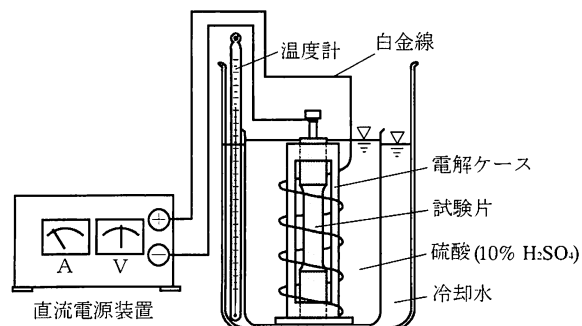


図2 水素添加装置の概略図

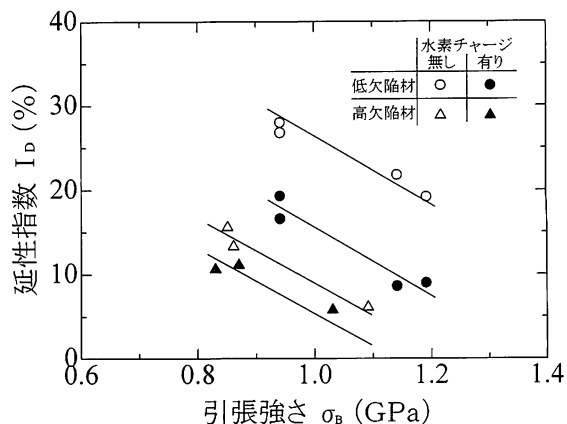


図3 延性指数と引張り強さとの関係

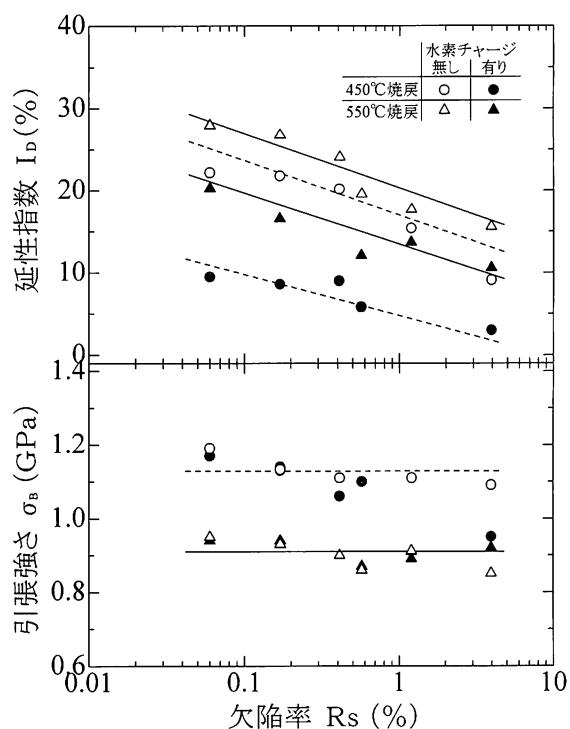


図4 欠陥率と延性指数および引張り強さとの関係

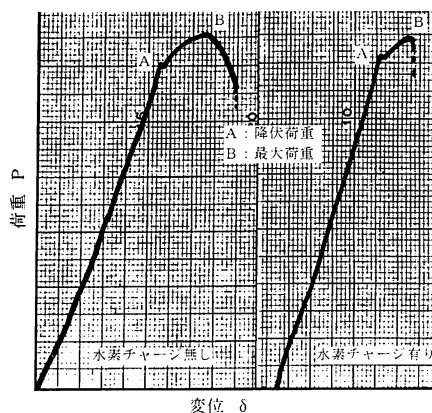


図5 水素チャージの有無における $P-\delta$ 曲線

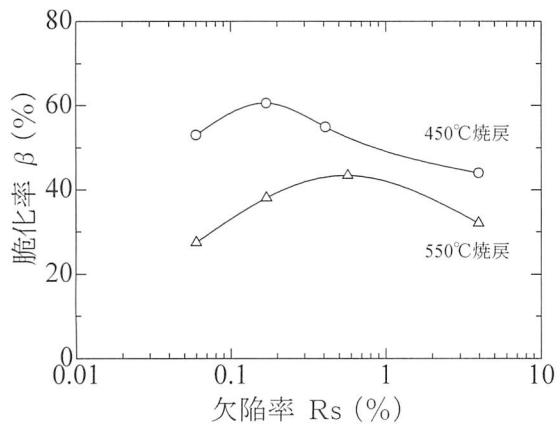


図6 欠陥率と脆化率との関係

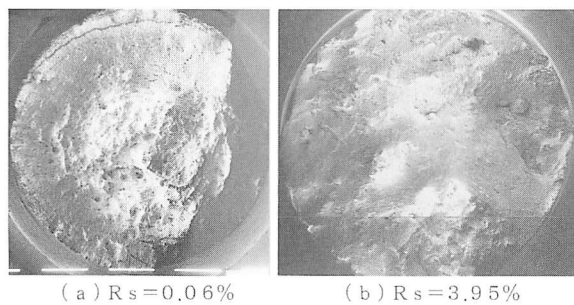


図7 引張り破断面

図6に450℃および550℃焼戻し材における欠陥率 R_s と脆化率 β との関係を示す。ただし、脆化率 β は(3)式に示すように水素チャージ前後の延性指数の変化の割合で表される。

$$\beta = \frac{I_{D0} - I_{D1}}{I_{D0}} \times 100 \dots \dots \dots (3)$$

I_{D0} ：水素チャージ前の延性指数

I_{D1} ：水素チャージ後の延性指数

脆化率は450℃および550℃焼戻し材ともに欠陥率が0.2～0.5%で最大となる。これは微小欠陥内に侵入した水素の圧力が増加するため、脆化が促進されたものと考えられる。

図7に低欠陥材(欠陥率0.06%)と高欠陥材(欠陥率3.95%)の引張り試験後の破断面の写真を示す。

2. 4 結 言

鋳鋼の水素脆性に及ぼす引張り特性および微小凝固欠陥の影響について、以下の結果が得られた。

- (1) 延性指数は欠陥率の増加に伴い低下し、水素チャージにより全体的に低下した。引張り強さは水素チャージの影響を受けなかった。
- (2) 水素脆化は欠陥率が0.2～0.5%で著しく観察された。

3. 遅 れ 破 壊

3. 1 供試材および試験片

供試材は水素脆性で使用した連続鋳造材と同じブルームである。このブルームから欠陥の異なる材料を切り出し、図8に示す形状および寸法の試験片に機械加工した。なお、試験片の形状係数 $a = 1.45$ である。熱処理は850℃焼鈍、850℃油焼入れ、400℃焼戻しで行った。焼戻し温度400℃は遅れ破壊に対する感受性が最も現れやすい温度である。

3. 2 実験方法

図9に遅れ破壊試験装置の概略図を示す。試験片は片持ちばりの4点曲げ定荷重方式で行った。破面は走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。水素チャージは水素脆性と同じく陰極電解法で行い、試験は乾式法と湿式法で行った。ただし、乾式法は水素チャージ後、静的荷重下で試験を行い、湿式法は陰極電解をしながら試験を行う方法である。使用した試験片の欠陥率は0.2%、1.2%および2.2%である。欠陥率 R_s は(2)式で算出した。

3. 3 実験結果および考察

図10に乾式法での負荷応力 σ と破断までの時間 t との関係を示す。それぞれの試験片で応力は時間の増加に伴い減少している。欠陥率0.2%と1.2%は直線で示されほぼ同じ傾向であるが、2.2%ではその傾きが大きくなり、破断までの時間も短くなる。図11に欠陥率 R_s と遅れ破壊限度との関係を示す。欠陥率0.2%と1.2%は遅れ破壊

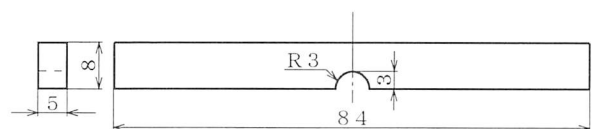


図8 試験片の形状および寸法

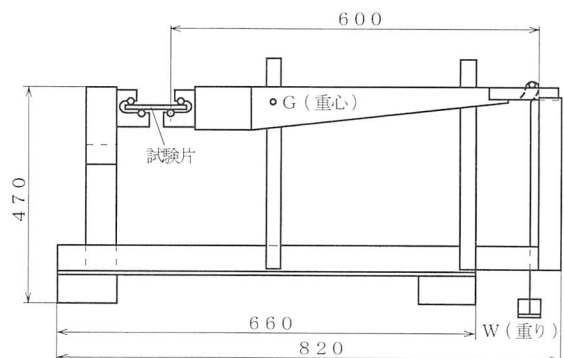


図9 遅れ破壊試験装置の概略図

限度が1.1GPaであるが、2.2%では0.7GPaになり遅れ破壊限度が低下する。

図12に湿式法での負荷応力 σ と破断までの時間 t との関係を示す。欠陥率による違いは、データのばらつきもあり明確でない。また、遅れ破壊限度の差もほとんどないものと考えられる。これは、試験片に水素による影響（水素脆化）と応力腐食割れの発生が重複したためと考えられる。

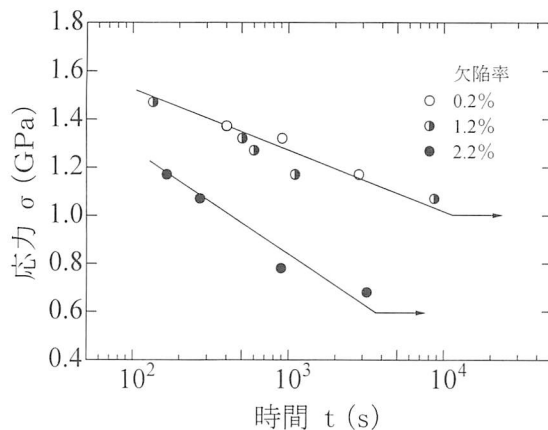


図10 応力と破断時間との関係（乾式法）

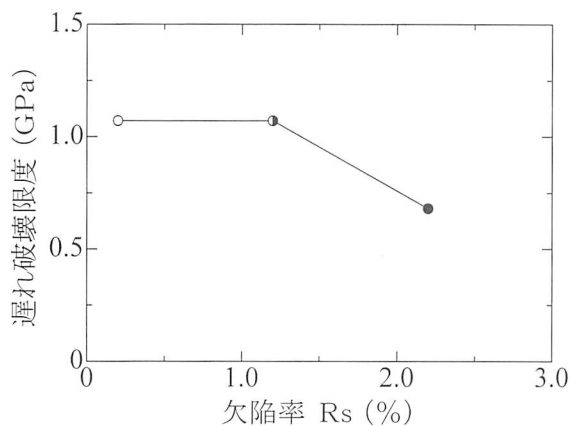


図11 欠陥率と遅れ破壊限度との関係

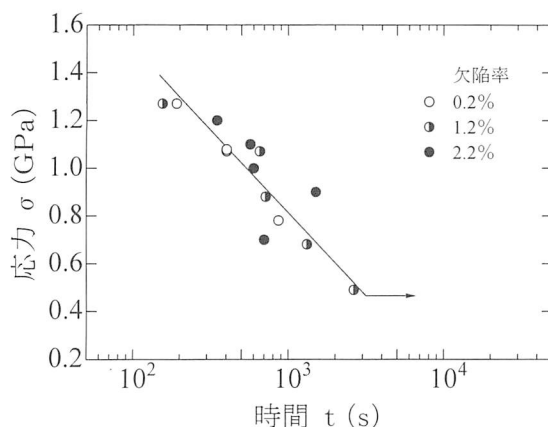
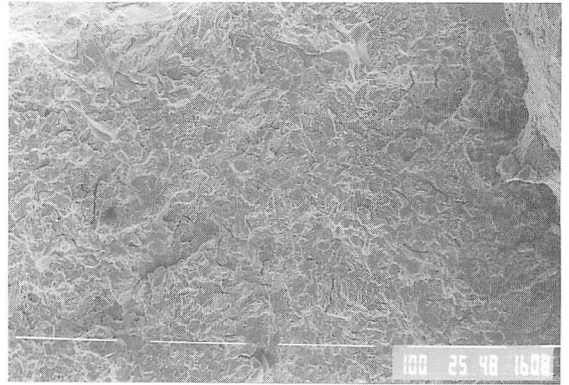


図12 応力と破断時間との関係（湿式法）



×200

図13 破断面のSEM像

図13に欠陥率2.2%の試験後のSEM写真を示す。破断面には、内部の閉鎖した小欠陥の周りに多数の割れが確認できる。この欠陥は体積が小さいため、水素の圧力が短時間で上昇し、欠陥の周りに割れが発生し水素脆化が起こったものと考えられる。

3. 4 結 言

鋳鋼の遅れ破壊に及ぼす微小凝固欠陥の影響について、以下の結果が得られた。

- (1) 乾式法では欠陥率が2.2%で遅れ破壊限度が低下した。
- (2) 湿式法では欠陥率による遅れ破壊限度の違いが明確に表れなかった。

謝 辞

本研究を卒業研究として実験の一部に協力された伊藤隆一、矢野和啓、岡和田好明の各氏に深く感謝します。また、本稿をまとめるに当たり、機械工学科池田慎一助手にご指導、ご助言いただいたことを記し感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 金田博之, 中村衛, 辻栄治, 島田道雄: 低炭素鋼の水素脆性, 大阪府立工業技術研究所報告, No81, 1982, p.30
- 2) 岩井保善, 有間淳一: 高張力鋼の遅れ破壊に関する基礎的研究, 材料, 第26巻, 第280号 (1977) p.38
- 3) 大島聡範, 林忠夫: S43C 連続鑄造材の材料特性と凝固欠陥, 苫小牧高専紀要, 第19号, 1984, p.1

- 4) 大島聡範, 林忠夫, 高橋忠義: 鑄鋼の疲労特性に及ぼす微小凝固欠陥の影響, 日本金属学会誌, 第52巻, 第3号 (1988) p.363~368
- 5) 中島宏幸: 0.55% C 鋼の耐遅れ破壊性に及ぼす焼戻し強度の影響, 日立造船技報, 第31巻, 第3号 (1970)

(平成15年11月28日受理)

