
熱間圧延棒鋼の強度および延性の経時変化

Aging Phenomena in Strength and Ductility of Hot-rolled Steel Bars

峰 公雄(Kimio Mine) 藤田 利夫(Toshio Fujita) 佐々木 徹(Toru Sasaki) 船越
督巳(Tokushi Funakoshi) 中島 力(Tsutomu Nakajima) 小林 英司(Eiji
Kobayashi)

要旨：

熱間圧延棒鋼の強度および延性の経時変化機構を解明するために、aging 温度、切削試験片径および水素量の影響、水素添加および脱水素過程での強度と延性の変化を調査した。結果は次のとおりである。(1) Y.S.および水素量は長時間低下しつづける。Y.S.は試験片径が小さいほど低下量が少なく、aging 温度が高いほど早く低下し、後期で上昇する。この間、T.S.は変化せず、延性は向上する。(2) Y.S.は水素添加量 1.5ppm まで上昇し、延性は水素添加量増加とともに低下する。脱水素により Y.S.は低下し延性は回復する。この間 T.S.は変化しない。(3) 強度および延性の経時的変化機構として、水素放出による軟化と同時に、C および N による硬化が進行しているという解釈を提案した。

Synopsis：

To make clear the aging mechanism of strength and ductility in hot-rolled steel bars, investigation has been made on the effects of aging temperature, machined test piece diameter and hydrogen content as well as on the changes in strength and ductility by hydrogen addition and dehydrogenation processes. The results obtained are as follows. (1) The yield stress and the hydrogen content continue to decrease over a long time. The smaller the test piece, the less decrease of the yield stress, and the higher the aging temperature, the faster the yield stress decreases and it increases at the latter term of aging. All this while, the tensile strength is constant and the ductility increases. (2) Hydrogen addition up to 1.5 ppm by the electrolytic method raises the yield stress and lowers the ductility. The following evolution of hydrogen by aging recovers the yield stress and the ductility. The tensile strength does not change in these processes. (3) An aging mechanism in hot-rolled steel bars has been proposed that the softening by hydrogen evolving and age-hardening by carbon or nitrogen are taking place simultaneously.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

熱間圧延棒鋼の強度および延性の経時変化

Aging Phenomena in Strength and Ductility of Hot-rolled Steel Bars

峰 公 雄*
Kimio Mine藤 田 利 夫**
Toshio Fujita佐々木 徹*
Toru Sasaki船 越 督 已***
Tokushi Funakoshi中 島 力****
Tsutomu Nakashima小 林 英 司*****
Eiji Kobayashi

Synopsis:

To make clear the aging mechanism of strength and ductility in hot-rolled steel bars, investigation has been made on the effects of aging temperature, machined test piece diameter and hydrogen content as well as on the changes in strength and ductility by hydrogen addition and dehydrogenation processes.

The results obtained are as follows.

- (1) The yield stress and the hydrogen content continue to decrease over a long time. The smaller the test piece, the less decrease of the yield stress, and the higher the aging temperature, the faster the yield stress decreases and it increases at the latter term of aging. All this while, the tensile strength is constant and the ductility increases.
- (2) Hydrogen addition up to 1.5 ppm by the electrolytic method raises the yield stress and lowers the ductility. The following evolution of hydrogen by aging recovers the yield stress and the ductility. The tensile strength does not change in these processes.
- (3) An aging mechanism in hot-rolled steel bars has been proposed that the softening by hydrogen evolving and age-hardening by carbon or nitrogen are taking place simultaneously.

1. 緒 言

熱間圧延棒鋼の強度および延性が経時変化することは、異形棒鋼の降伏応力が圧延後長期にわたって低下しつづけ、伸びおよび絞りが増大する現象として認められている¹⁾。切削した試験片の降伏応力は断面寸法を小さくするほど低下量は少なく、

非常に小さくすれば、かえって上昇するなど複雑な挙動を示す。この間、引張強さは変化しない。降伏応力の変化挙動については、いかなる因子が支配しているのかは明確にされていない。

この報告は、こうした引張試験値の経時変化による挙動と、その機構を解明するため、水素などの固溶原子および圧延後の熱応力で生ずる残留応力の影響を検討した結果を述べる。

* 技術研究所水島研究室主任研究員
*** 阪神製造所管理部部長
***** 水島製鉄所管理部検査課掛長
〔昭和54年10月30日原稿受付〕

** 技術研究所水島研究室
**** 水島製鉄所管理部条鋼管理課

2. 強度および延性の経時変化へおよぼす試験片断面寸法およびaging温度の影響

2.1 実験

2.1.1 実験材

Table 1に示す化学組成の異形棒鋼用素材SD 30, SD 35を異形棒鋼(D 25, D 35)および丸棒鋼(16, 25, 34mm ϕ)に圧延して供試材とした。

圧延材の組織はフェライト・パーライトである。

2.1.2 実験方法

Table 2にagingおよび引張試験時の試験片の状態を示す。RRはagingと引張試験を圧延のままの形状で行ったものである。RMでは圧延のままの形状でagingし、所定時間のagingを終了後、機械加工して棒状の試験片を素材の中心から削り出し、直ちに引張試験を行った。この時の最小試験片径は7mmである。MMはagingと引張試験を平行部径20mm, 平行部長さ70mmのJIS 4号型試

験片に機械加工して行ったものを表す。当然のことながら試験片を機械加工する際には、発熱防止およびひずみ付与防止に細心の注意をはらった。この時の加工変質層はPhoto. 1に示すように、4~6 μ で試験値にはほとんど影響ないものと考えられる。

Table 2のRRでは、室温から最高400 $^{\circ}$ Cにおける経時変化を調査した。

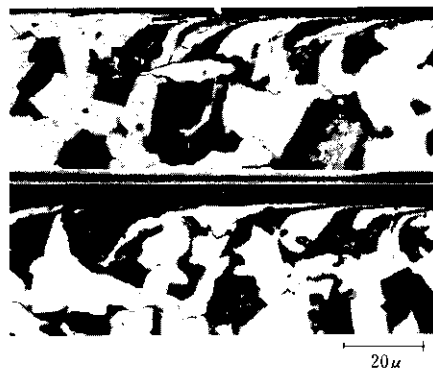


Photo. 1 Worked layer at the surface of test piece

2.2 実験結果

2.2.1 常温での引張試験値の変化

AおよびEヒートについてTable 2のRRの状態で行ったY.S.およびT.S.の変化をそれぞれFig. 1およびFig. 2に示す。aging温度は10~30 $^{\circ}$ Cの常温で、試験温度は10~14 $^{\circ}$ Cである。

圧延形状や寸法によらずagingによりY.S.は低下しつづけ、7箇月後でもまだ低下傾向を示す。

Table 2 Condition of test pieces for aging and tensile testing

Condition mark	Aging	Tensile test
RR	As rolled	As rolled shape
RM	As rolled	Machined test piece, min. dia.:7mm
MM	Machined test piece	Machined test piece, dia.:20mm

Table 1 Chemical composition of materials used

Heat	Grade	Rolled size	Chemical composition (wt %)				
			C	Si	Mn	Nb	N
A	SD 35	34mm ϕ , D25 25mm ϕ , D35	0.23	0.32	1.26	0.013	0.0055
B	SD 35	25mm ϕ	0.21	0.38	1.48	<0.002	0.0079
C	SD 35	D25	0.23	0.31	1.29	0.011	0.0049
D	SD 30	D25	0.24	0.33	1.12	<0.002	0.0051
E	SD 35	16mm ϕ	0.26	0.34	1.13	<0.002	0.0058

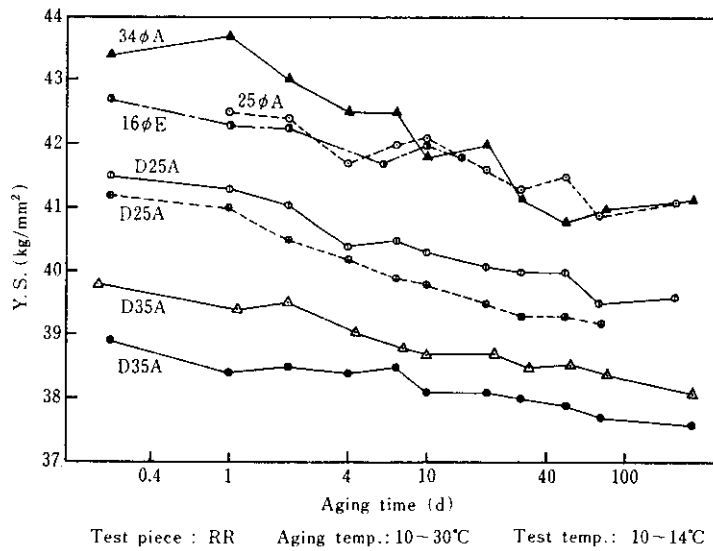


Fig. 1 Changes in yield stress of hot-rolled bars by aging

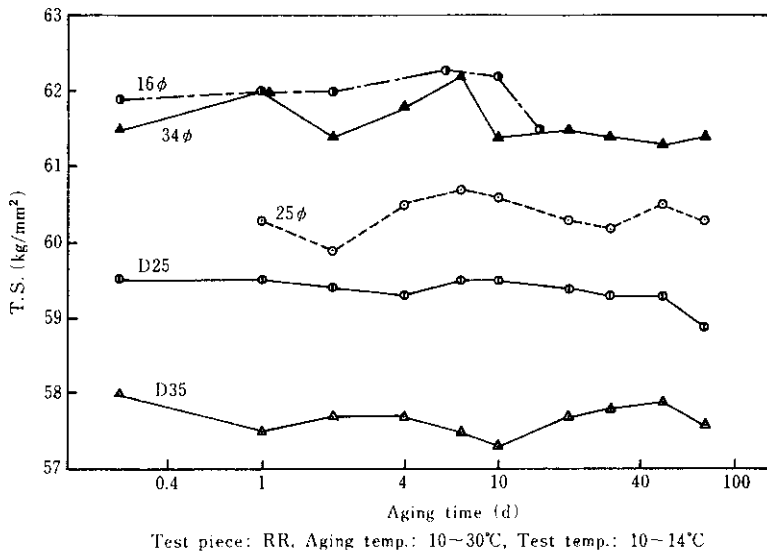


Fig. 2 Changes in tensile strength of hot-rolled steel bars by aging

その低下量は形状と寸法で幾分異なるが、圧延後1日目を初期値とすると75日目まで0.6~2.7kg/mm² (1.5~6.2%)である。この間、Fig. 2に示すようにT.S.はほとんど変化しない。また、El.は若干増加した。

次に、25mmφとD25から平行部径を20mmφに機械加工してagingし、引張試験したときの強度および延性のagingによる変化量を圧延後3日目の値を基準としてFig. 3およびFig. 4に示す。試

験温度は0°Cでオートグラフを用いた。Fig. 3に示すように、上降伏応力(σ_u)は、75日を過ぎてても低下しつづけるが、下降伏応力(σ_l)は明確な低下傾向を示さない。Fig. 4に示すT.S.もagingにより低下しない。El.およびR.A.は、圧延後5日目までに大きな向上を示す。

2・2・2 aging 温度の影響

圧延直後のAヒート、D25を用いて降伏応力の

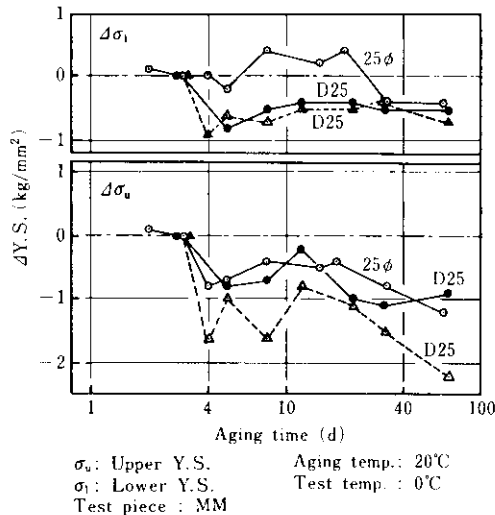


Fig. 3 Changes in yield stress by aging after machining to test piece

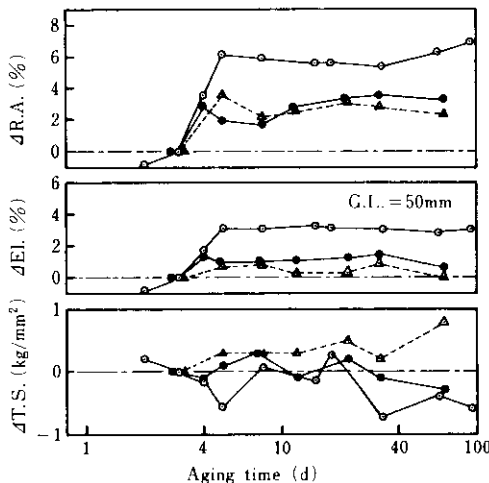


Fig. 4 Changes in tensile strength, elongation and reduction of area by aging after machining to test piece

低下現象におよぼす aging 温度の影響をみた例を Fig. 5 に示す。温度が高いほど強度低下は早く、この現象は熱活性化過程で起こることを示している。また、400°C の場合後期で幾分硬化する。

T.S. は aging 温度により変化せず、EL および R.A. はどの温度で aging しても向上することを確認している。

2・2・3 切削試験片断面寸法の影響

A ヒートの D25 および D35 を用い、圧延のまま

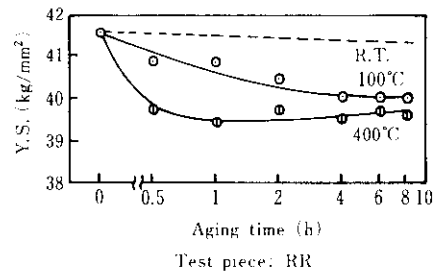


Fig. 5 Influence of aging temperature on the change of yield stress

の形状で aging し、試験片に機械加工後直ちに室温で引張試験した。試験片は圧延材の中心部から棒状のものを削り出した。 σ_u の低下量におよぼす試験片断面寸法の影響を Fig. 6 に示す。

σ_u の低下量は断面寸法が小さいほど少なく、D35 から 7mmφ にすればかえって上昇する。この間 T.S. は変化しなかった。

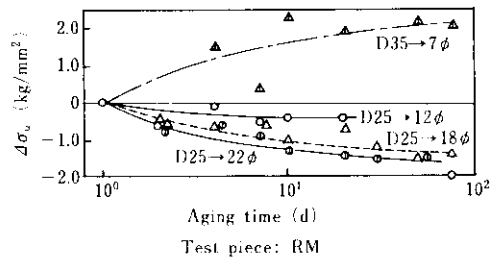


Fig. 6 Influence of machined test piece diameter on the change of yield stress

3. 水素量の経時変化

15~20°C で aging した D25, D35 および 25mmφ 圧延材の水素量の変化を Fig. 7 に示す。aging 中の試料は長さ 300mm の圧延のままの形状で、水素の分析は長さ方向中心から、外周を含む半断面の試料をサンプリングし、真空加熱定容測圧法で行った。

初期約 0.6ppm であった水素は Y.S. と同じように、aging により減少しつつ、100d で約 0.3ppm になる。圧延直後 D35 から 7mmφ に切削した試料の水素量は 0.3ppm であった。

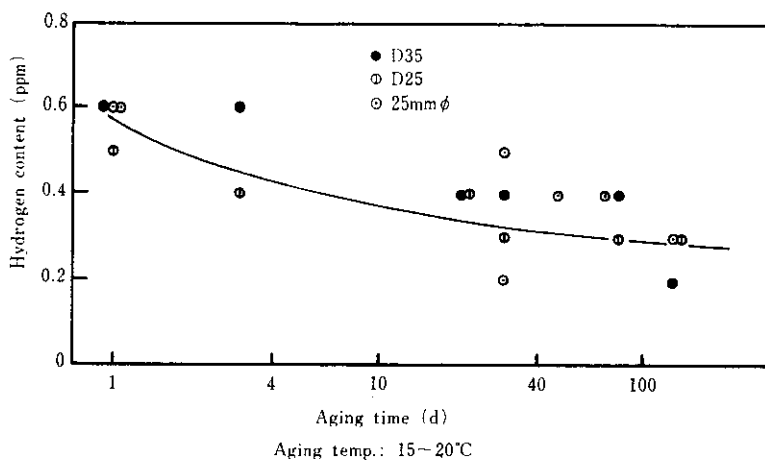


Fig. 7 Change in the hydrogen content of hot-rolled steel bars by aging

4. 強度および延性におよぼす水素の影響

後述するように、水素のY.S.およびT.S.など強度へおよぼす影響については定まった見解はない。しかし、水素と転位との相互作用を実証する現象は内部摩擦の測定によって認められている²⁾ので、水素はY.S.を上昇させることが期待された。これを確認するために、水素添加および脱水素過程での引張試験値の変化を調査した。

4.1 実験方法

SD 35の25mmφ棒鋼およびD 25異形棒鋼から機械加工した直径20mm、平行部長さ70mmの試験片を用い、電解法にて水素を添加した。

電解条件は

電解液：5vol.% H_2SO_4

水素添加促進剤：0.2vol.% CS_2

陽極：内径60mm、高さ300mmの炭素円筒

陰極：試験片

電流密度：4.7および60mA/cm²

浴温：13~20°C

である。試料を電解前に30% HCl で5min酸洗し、エメリーで研磨した後、アルコールで脱脂した。水素の放出は室温で1min水洗した後、50°Cの恒温槽内で行った。この後、0°Cの氷水中に30min保持し、引張試験および水素分析に供した。引張試験温度は0°Cでオートグラフを用い、引張速度は $2.38 \times 10^{-3} s^{-1}$ とした。

4.2 水素添加過程での強度および延性の変化

水素添加時間(t_i)による水素量の変化の例を、電流密度(ρ_i)60mA/cm²の場合についてFig. 8に示す。 t_i が長くなると水素量は増加し、初期0.4ppmであったものが4h添加で1.6ppmに増加する。

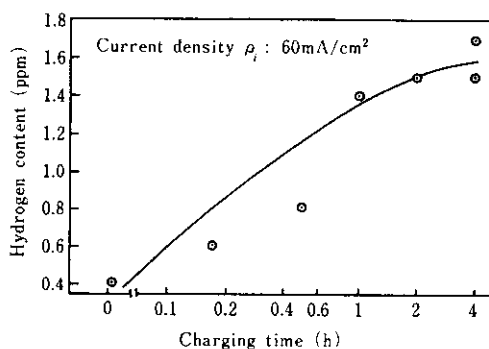


Fig. 8 Relation between hydrogen content and electrolytic hydrogen charging time

このときの強度および延性の変化をFig. 9に示す。Y.S.は10minまでの増加が大きく、その後2hまでゆっくり増加して、4h添加で逆に減少する。一方、延性は10minまでの変化は少なく、その後、時間とともに急激に低下する。4h添加の場合にはT.S.も低下するほど脆化しており、試験片表面に微小クラックが認められた。

このように水素添加によって強度の上昇および延性の低下が明らかに認められた。

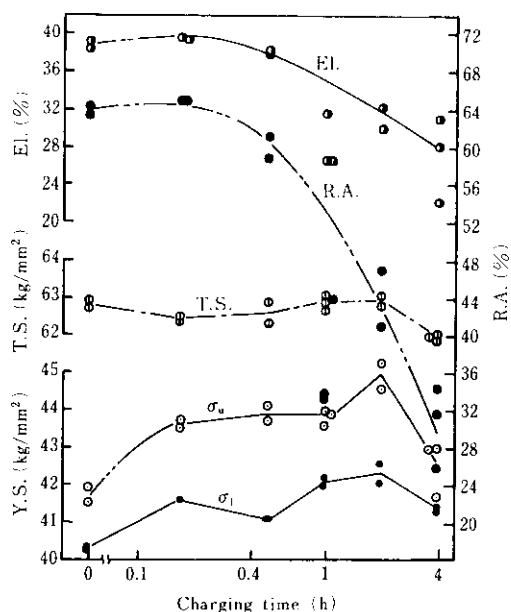


Fig. 9 Changes of tensile properties by electrolytic hydrogen charging

4.3 脱水素過程での強度および延性の変化

$\rho_i = 60 \text{ mA/cm}^2$, $t_i = 2 \text{ h}$ の条件で水素を添加したものを、 50°C で脱水素する過程での水素量と引張試験値の変化を Fig. 10 に示す。

aging することにより水素量は減少して、 σ_u および σ_1 はともに低下し、T.S. は変化しない。EL および R.A. は $t_i = 1 \text{ h}$ で極小値に達し、その後の aging で増加する。

このときの flow stress の変化を脱水素なしを基準にして Fig. 11 に示す。Y.S. (σ_u , σ_1) が aging により低下するのに対し、2% 応力 (σ_2) や 4% 応力 (σ_4) は T.S. と同様に变化しない。これより、1.5ppm 以下の水素量では flow stress および T.S. は変化しないといえる。

4.4 水素添加材の水素量および強度延性の変化の関係

20mm ϕ 程度の径を有する試験片に水素を強制的に添加すると、水素は試料表面部で多く、中心部で少ない分布になる。水素量は添加時間とともに増加するが、中心部の水素量は、添加初期には中心までの水素の拡散が不十分でほとんど増

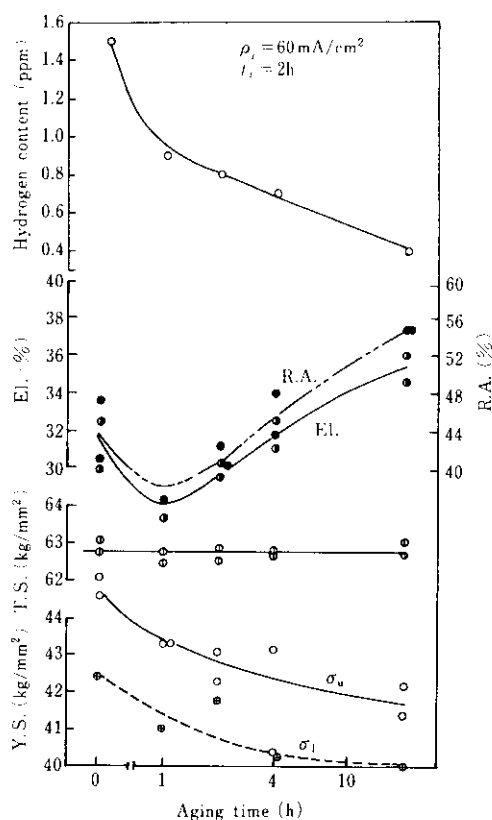


Fig. 10 Change in tensile properties and hydrogen content by aging at 50°C

加せず、添加時間が長くなるとともに増加する。 $\rho_i = 60 \text{ mA/cm}^2$, $t_i = 2 \text{ h}$ の条件でも中心部の水素濃度は低く、この状態で aging すると、表面からの水素の逸出と同時に中心部へ拡散して、この部分は強制添加終了時よりもかえって水素量が多くなり、さらに aging することにより全体的に水素量が低下していくと考えられる。

こうした強制添加および aging による水素量とその分布の変化にともなって強度および延性は変化するといえる。すなわち、強度は水素量に依存して変化し、一方、引張試験時中心からクラックが発生することを考えると、延性は水素の試験片内での濃度分布にも影響をうける。EL, R.A. の添加初期における緩慢な低下および aging 初期の極小値の出現などは、前者では中心部の水素量が少ないことにより、後者では中心部への拡散による増加により生じたものである。

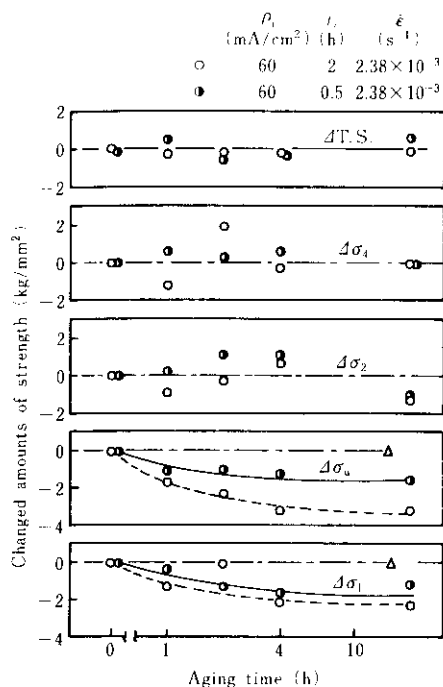


Fig. 11 Change in flow stress of hydrogen charged test piece by aging at 50°C

4.5 agingによる降伏応力の低下量におよぼす初期水素量の影響

50°Cで20h aging後の上降伏応力の低下量におよぼす初期水素量の影響をFig. 12に示す。異なる条件で添加したもの、圧延材でも、初期水素量と降伏応力の低下量は一つの曲線で表され、降伏応力の低下量は初期水素量が多いほど大きい。したがって、降伏応力のagingによる低下現象は、aging中の水素の逸出と強い関係があると推定される。

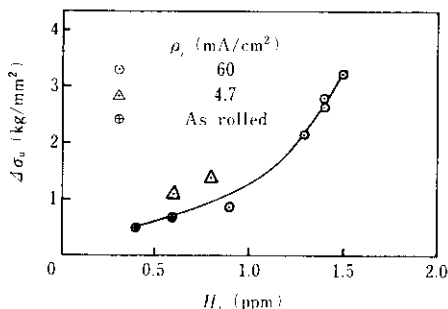


Fig. 12 Effect of initial hydrogen content H_i on the decrease of upper yield stress after aging for 20 hours at 50°C

5. 考 察

5.1 水素の放出速度

水素の放出量についての下式は美馬ら²⁾によって得られたもので、試験片を辺の長さ a, b, c の立方体とし、時間 t が短い場合の簡略式である。

$$U = \frac{4C_0\sqrt{Dt}}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{1}{a} + \frac{1}{b} + \frac{1}{c} \right)$$

ここで、 U ：水素の放出量

C_0 ：初期濃度

D ：拡散係数

t ：時間

この式を用いて20°Cで0.6ppmから0.3ppmに減少する時間を、含有水素がすべて拡散性水素であるとして計算した。試料の大きさは25×25×300mmとし、2水準の D を用いた。この結果

$$t = 16.8 \text{ min for } D = 7 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s} \cdots (1)$$

(焼鈍された純鉄)

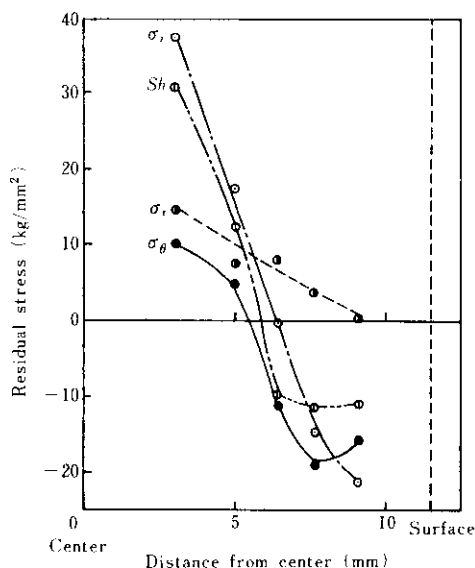
$$t = 49 \text{ h for } D = 4 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s} \cdots (2)$$

(S 55C, F + P 組織)³⁾

となり、大西ら³⁾が市販のフェライト・パーライト組織を有するS 55C材の20°Cで得た小さいほうの $D = 4 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ を用いてもわずか49hなので、実験結果の100dより非常に短い時間で水素を放出しうることになる。

水素の鋼中でのtrapping siteは不純物、空孔、転位、粒界、析出物、介在物およびボイドなどが考えられている。大西らが用いた試料での水素のtrapping siteは今回の試料と同程度と考えられるので、水素の逸出速度が遅いのは、単に鋼中の不純物、転位などの格子欠陥、炭化物や介在物などの界面のtrapping siteの影響以外に、他の要因があることを示唆している。その因子の一つとして熱間圧延棒鋼に存在する残留応力が考えられる。

熱間圧延された材料には断面内の冷却速度の相違に基づいて熱応力が発生し、冷却後内部応力として残留する。Bヒートの25mmφ試片を用いて、棒鋼の残留応力をSachsの方法⁴⁾で測定した。結果をFig. 13に示す。縦応力(σ_z)、環状応力(σ_θ)および放射状応力(σ_r)ともすべて中心部で引張、



σ_L : Longitudinal, σ_θ : Tangential, σ_r : Radial,
Sh: Longitudinal stress by Heyn-Bauer method

Fig. 13 Distribution of residual stress in hot rolled 20mm dia. steel bars

表面部で圧縮応力である。

こうした残留応力のもとでは、Fig. 14に定性的に示したように、水素など固溶原子の濃度は中心部で高く、表面部で低い分布が助長されと考えられる。この中心の平衡固溶量が増加していること、およびその濃度傾向から、表面へ拡散逸出す

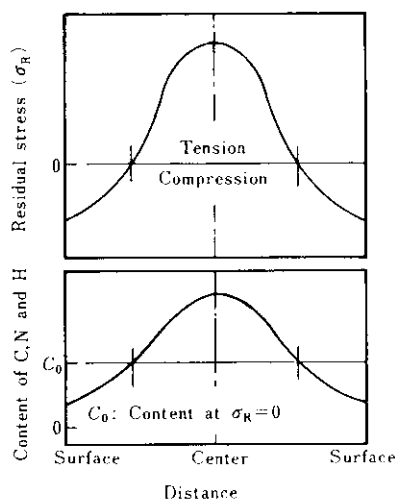


Fig. 14 Schematic distribution of residual stress and solute atoms in the hot rolled steel bars

る水素量が、残留応力がない場合より減少すると考えられる。

さらに、水素の拡散への応力場自体の影響が考えられる。固溶原子の拡散へのミクロな応力場の影響として、時効過程で固溶原子が転位へ集積することがCottrell⁵⁾により認められ、また、マクロな応力場の影響として、引張応力が大きいほど水素の拡散係数が大きくなることを大西ら⁶⁾が報告している。

それゆえ、熱間圧延棒鋼に存在する中心部で引張、表面部で圧縮の残留応力は水素の表面への拡散を抑制するので、長期にわたり水素は逸出しつづけると考えられる。

なお、棒鋼の残留応力は、切削して径を小さくすれば、絶対値の小さい分布になる。

5.2 水素の引張試験値におよぼす影響

水素の引張試験値におよぼす影響については数多くの研究がなされており、特徴的な点を簡単にまとめる。

5.2.1 延性におよぼす影響

El. および R.A. は水素の増加により低下することが一致して認められている。

- (1) 1.5ppmの水素の増加により、El. は約5%、R.A. は約5.5%減少する⁷⁾。
- (2) 水素チャージ後204°CのagingでEl. は増加する。常温でもEl. は増加するが、その増加速度は204°Cより遅い⁸⁾。
- (3) 水素含有量が10cc/100gから1cc/100gへ減少すると、El. および R.A. は50%増加し、1cc/100gからそれ以下に減少すると、さらに30~40%程度増加する⁹⁾。
- (4) 水素が経時逸出により0.2cc/100g前後になると、水素の逸出が停止し、El. および R.A. の経時変化が完了する¹⁾。

5.2.2 強度におよぼす影響

強度におよぼす水素の影響は以下に示すように最も複雑な実験結果が得られている。

- (1) 水素を添加することにより、降伏応力は上昇する¹⁰⁾。
- (2) 2.6~6.8ppmの水素量の変化でY.S. は変化

せず¹⁰, また水素を添加しても下降伏応力あるいは耐力は変化しない^{11, 12}。

(3) 常温において, 水素添加により上降伏点が低下あるいは消滅し¹³, 下降伏応力あるいは耐力も低下する¹⁴。

(4) 水素添加後 aging により水素が逸出すると, 降伏点が再び出現する¹⁵。

(5) 材料の熱処理条件によって水素の効果が異なる¹⁶。

(6) 水素による降伏応力や変形応力の変化は予歪量に依存する¹⁷。

(7) 冷間加工後水素を添加すると, 常温では降伏点は発生しないが, -150°C で試験すると降伏点が発生する¹⁸。水素添加により常温で降伏点が消滅し, 低温で再び生じる現象は, 冷間加工を受けていない材料についても認められている¹³。

(8) 降伏点が低下あるいは消滅する機構については, 水素が転位の臨界ループの生成エネルギーを低下¹³させるとする説や, 微小空孔などに集積した水素により局部的な塑性変形を起こさせる¹⁹とする説がある。

(9) 水素は低温では dragging force を増加させるために, flow stress を上昇させる²⁰。

(10) 水素添加により, 常温で T.S. は減少する⁷。

(11) 高純度鉄に水素を添加すると, 190°K 以下では硬化し, 200°K 以上では軟化する²¹。

このように強度におよぼす影響については, 研究者により異なったものとなっている。この相違は用いた試料の材質, サイズ, 水素添加量など実験条件の違いに基づくものと考えられる。それゆえ, 水素の影響の表われ方およびその程度は, 材料の化学成分, 組織, 析出物, 介在物および塑

性変形量などによる水素感受性のほかに, 材料内に含有する水素量に左右されることが考えられる。現在までの研究では電解鉄や軟鋼より純度の悪い材料では, 水素添加により硬化が起こるとする説が有力である。ただし, その時の水素添加量など定量的関係は明らかでない。

今回の異形棒鋼用素材から圧延した棒鋼を用いた引張試験では, 1.5ppm までの水素添加で Y.S. は上昇し脱水素により低下すること, 降伏後の flow stress および T.S. はこの間変化しないこと, 1.5ppm を越えると脆化が進行し, Y.S. および T.S. も低下することが確認できた。したがって, 今回用いたような不純物の多い材料では, 水素料が 1.5ppm まで増加した場合, Y.S. を上昇させると考えられる。

5.3 降伏応力の aging による低下機構

今回の実験結果でも 1.5ppm までの水素は降伏応力を増加させるので, 熱間圧延棒鋼の降伏応力の aging による低下は, ほぼ水素の逸出によるものと考えられる。しかし, 熱間圧延棒鋼の降伏応力の変化は, 下記に示すように複雑なので, 水素以外の影響も考慮する必要がある。

- (1) 長期にわたって低下しつづける,
- (2) 低下速度は aging 温度が高いほど早い,
- (3) aging 後の切削試験片径が小さいほど低下量は少なく, 非常に小さくなるとかえって上昇する,
- (4) 長時間 aging 後, 再び硬化すると予想される, ことが特徴である。

Table 3 に降伏応力の変化を支配する一般的な機構およびそれらが各現象におよぼす影響の有無をまとめて示す。

Table 3 Effect of process on yield stress phenomena

Phenomena Process	Softening			Hardening
	Long time decrease	Aging temp. dependence	Test piece dia. dependence	After long time aging
Hydrogen evolution	○ (σ_R , Tr. site)	○	○ (σ_R , Path L.)	—
Dislocation change	△ (σ_R)	○	—	—
Precipitation growth	○ (σ_R)	○	—	—
Dislocation locking	—	—	—	○

○: Large effect △: Small effect —: No effect

水素の逸出は残留応力あるいは trapping site により逸出速度が遅らされるため長期にわたって降伏応力は低下しつづける。水素の拡散は熱活性化過程であるので、aging 温度が高いほど早く逸出し、降伏応力は早く低下する。また、切削により試験片径を小さくするほど残留応力は小さく、逸出までの拡散距離も短くなるので、切削中の水素逸出量は多くなり、それだけ水素含有量が減少して、その影響度は低下する。圧延直後の丸棒でも、7mm まで径を小さくすると 0.3ppm まで水素は低下しているの、このような小さな径の場合、水素の影響は無視できると考えられる。

次に、Table 3 における dislocation change としては転位の増殖あるいはポリゴニゼーションなどの再配列を考えている。また、precipitation growth の項は圧延後の冷却中に、焼入材より時効が進み、常温での経時中には over aging が起きていることを想定したものである。これら二つの過程は長期間にわたる低下および aging 温度依存性を説明できても、試験片径の影響および aging 後期の硬化現象を説明できない。

そのほか FCC 金属では空孔の拡散に基づくジョグの減少で転位セグメントが長くなり、軟化現象が起こるといわれる²²⁾が、BCC 金属の鉄鋼でこの現象が起きたとしても、試験片径の影響を説明することは困難である。

次に、C や N による dislocation locking は、もっぱら硬化現象に寄与しており、aging 後期の降伏応力の上昇、あるいは D35 から 7mm 径まで切削した試験片で生じた降伏応力の上昇は、この現象が起きていることを示していると考えられる。

したがって、熱間圧延棒鋼の降伏応力の変化機構は、Fig. 15 に概念的に示すように、水素の逸出による低下と、C や N による dislocation locking による硬化現象が同時に起こり、測定される降伏応力は拡散の早い水素の逸出で初期に低下し、後期で幾分増加するものと考えられる。長期にわたって低下しつづける現象については、水素の拡散による逸出が残留応力により抑制されることで説明できる。

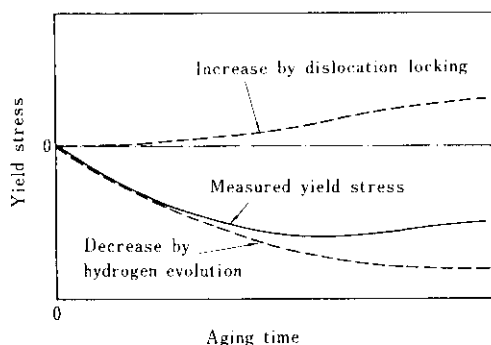


Fig. 15 Schematic diagram of aging mechanism in yield stress of hot-rolled steel bars

5.4 flow stress および T.S. の aging による挙動

aging によって flow stress および T.S. が変化しない理由は次のように考えられる。試験温度 0~20°C および引張歪速度 $2.38 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の大気中での試験を行うと、加工硬化段階では加工熱が蓄積され、試験片の温度は上昇する。このために水素は容易に拡散し、転位の運動の障害になり得ない。また、転位の増加により転位のまわりの水素が減少し、水素の影響が減少すると考えられる。

それゆえ、歪量が増加した時は、水素の影響は無視され、転位同志のカッティング、粒界や第 2 相界面での転位の推積による内部応力が、転位の運動の主な抵抗体となっているので、flow stress および T.S. は aging あるいは電解チャージによる水素量変化により影響を受けないものと考えられる。

6. 結 言

熱間圧延棒鋼の強度および延性の経時変化におよぼす aging 温度、水素量および切削による試験片径の影響を、異形棒鋼用素材 SD 30 および SD 35 を用いて調査し、変化挙動の機構を検討した。結果は次のとおりである。

(1) 上降伏応力は 7 箇月以上の長期にわたり低下しつづける。切削試験片径が小さいほど低下量は少なく、D 35 から 7mm ϕ の試験片を削り出すと、

かえって上昇する。また、上降伏応力は aging 温度が高いと低下速度が早く, aging 後期で上昇する。

(2) flow stress および T. S. は aging により変化しない。

(3) El. および R. A. は aging により増大する。この現象は aging 初期に著しい。

(4) aging により水素量は降伏応力と同じように, 長期にわたって減少しつづける。

(5) 1.5ppm 程度までの水素の添加により Y. S. は上昇し, El. および R. A. は低下する。次に脱水素すると, それらは熱間圧延棒鋼の経時変化と類似した挙動を示す。T. S. は 1.5ppm までの水素添加量で変化しない。

(6) $50^{\circ}\text{C} \times 20\text{h}$ の aging での降伏応力の低下量は, 初期水素量が多いほど大きい。水素は Y. S. を上昇させ, aging での逸出により低下させることが確認できた。

(7) 熱間圧延棒鋼の引張試験値が aging により, 複雑な変化挙動を示す機構は次のように考えられる。

(a) 表面が圧縮の残留応力に遅延された水素の逸出により, 降伏応力は長期にわたって低下しつづける。また, 同時に進行している C および N の転位への集積により, Y. S. の aging 後期での回復および小径切削試験片での上昇が生じる。

(b) flow stress および T. S. は引張試験での加工熱および転位の増加により水素の影響が無視されるために, aging により変化しない。

(c) El. および R. A. は aging 中の水素の逸出により増大する。

以上のような現象は棒鋼以外の厚板や形鋼でも起こることを一部確認しており, 水素放出にともなう引張試験値の経時変化は一般的な現象であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 加藤 十: 鉄と鋼, **61** (1975), 345
- 2) 美馬源次郎, 水田三千雄: 鉄と鋼, **43** (1957), 132
- 3) 大西巖, 菊田米男, 荒木孝雄, 谷知文啓, 藤井俊英: 溶接学会誌, **36** (1967), 1188
- 4) 関口春次郎編: 「金属の塑性加工と変質」, (1963), 270, [誠文堂新光社]
- 5) A.H. Cottrell: Proc. Phys. Soc., **A62** (1949), 49
- 6) 大西巖, 菊田米男, 荒木孝雄, 藤井俊英: 溶接学会誌, **38** (1969), 147
- 7) C.E. Sims, G.A. Moore and D.W. Williams: Trans. AIME, **176** (1948), 283
- 8) C.E. Sims: Trans. AIME, **188** (1950), 133
- 9) P.V. Sklyuev, L.I. Kvater and V.E. Skapiro: Stal, **16** (1956), 909
- 10) 松山普作: 「水素による遅れ破壊機構」鉄鋼基礎共同研究会遅れ破壊部会, (1975), 113
- 11) C. Sykes: JISI, **156** (1947), 155
- 12) A.S. Tetelman and W.D. Robertson: Trans. AIME, **224** (1962), 775
- 13) C.H. Rogers: Acta Met., **4** (1956), 114
- 14) C.D. Beachem: Met. Trans., **3** (1972), 437
- 15) H.C. Rogers: Trans. Met. Soc. AIME, **215** (1959), 666
- 16) J.D. Hobson and J. Hewitt: JISI, **173** (1953), 131
- 17) A.M. Adair and R.E. Hook: Acta Met., **10** (1962), 741
- 18) H.C. Rogers: Acta Met., **2** (1954), 167
- 19) A. Cracknell and N.J. Petch: Acta Met., **3** (1955), 200
- 20) F. de Kazinczy: Acta Met., **7** (1959), 706
- 21) H. Kimura and H. Hatsui: Script. Met., **13** (1979), 221
- 22) H. Kimura, R. Maddin and D. Kuhlmann-Wilsdorf: Acta Met., **7** (1959), 154

モノレール用溝付平鋼

モノレールのタイヤ走行面に使用される

