

# 中炭素鋼に対するウランの添加\*

(鉄鋼におよぼすUの影響に関する研究—II)

長谷川 正 義\*\*・斧 田 一 郎\*\*\*

## Uranium Addition to Medium Carbon Steels.

(Influence of uranium addition on iron and steel—II)

Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA

### Synopsis:

In the previous paper, the authors made a study of the influence of uranium addition on low carbon steels, and also suggested: (a) non-metallic inclusions like sulfides and silicates decrease morphologically and also the oxide increases with the addition of uranium; (b) uranium has a solubility in austenite at higher temperature of above 950°C, and precipitates during tempering at temperature of about 500°C; (c) uranium slightly increases the hardenability of low carbon steels quenched at temperature of above 950°C; and (d) corrosion resistance of steel against 5% hydrochloric acid is improved with the increasing content of uranium.

In the present paper, the authors reported on some laboratory tests concerning the influence of uranium addition up to 0.7% on 0.3~0.4% carbon steels. The results of experiment had been shown as follows:

- (1) As far as these small ingots were concerned, no scavenging effect of uranium could be found, but sulfide inclusions decreased, and oxides increased with the addition of uranium.
- (2) Uranium refined the austenitic grain size insignificantly as shown in previous works.
- (3) Gravitational segregation occurring in a slowly cooled ingot in a melting furnace was revealed through chemical analysis, autoradiograph,  $\beta$ ,  $\gamma$ -ray counting and sulfur-print of the longitudinal section.
- (4) As-normalized hardness showed an increase through the formation of uranium carbides resulting from uranium addition.
- (5) Transformation temperature of steels was not changed by the addition of uranium according to thermal analysis.
- (6) Microscopic examination showed that uranium scavenged the impurities of grain boundary, and the figure of pearlite was changed thereby with a loss of uniformity. Uranium carbides, UC or UC<sub>2</sub>, increased with the content of uranium and precipitated at the austenite grain boundaries.
- (7) Uranium had no effect on the hardenability of these steels even at the quenching temperature of 1200°C.
- (8) No secondary hardening effect was caused even at the quenching temperature of 1200°C and subsequent tempering. From these experiments, it is suggested that uranium carbides were not decomposed and were extremely insoluble to the austenite matrix at higher temperature.
- (9) The effect of uranium on the mechanical properties at room temperature was almost negligible, but V-notch Charpy impact strength was reduced with the content of uranium.
- (10) The effect of uranium on the corrosion resistance against 5% hydrochloric acid was noticeable, but uranium steel suffered a severe pitting in 5% sulfuric acid. Against 3% nitric acid and 3% sodium chloride aqueous solution, it showed no resistance.

(Received 10 June 1963)

### I. 緒 言

第1報においては0.25% C以下の低炭素鋼に対して0.7%迄のUを添加し、清浄度、結晶粒度、フェライト

\* 昭和38年4月本会講演大会にて発表  
昭和38年6月10日受付

\*\* 早稲田大学理工学部, 工博

\*\*\* 早稲田大学理工学部

およびオーステナイトに対する溶解度、二次硬化能、変態点、組織、焼入性、機械的性質、耐食性などの試験を行ない、とくにU添加による顕著な効果として、(a) JIS A系介在物の減少とC系介在物の増加、(b) 950°C以上の高温におけるUのオーステナイトに対する固溶、焼戻における析出、(c) 950°C以上の高温焼入の場合の焼入性の増大、(d) 塩酸に対する耐食性の改善などを認め、また金属組織的には、低炭素域における金属間化合物  $Fe_2U$  の形成、炭素の増加にともなう炭化物 UC の形成などを報告したり。

この第2報では、0.3~0.4% Cの中炭素鋼に対して、Uを0.7%以下添加し、前報同様の試験を行なった結果を報告する。なおUの化合物の大きな比重を利用して溶鋼中で重力偏析を起こさせ、清浄な鋼塊を得る方法についての提案<sup>2)</sup>があるので、この点を明らかにするため徐冷小型鋼塊に対して2, 3の試験を試みたので、これをあわせ報告する。

## II. 実験方法

供試材の溶解は第1報とほとんど同様である。すなわち原料に低炭素鋼を用い、成分調整のために銑鉄、黒鉛粉末を併用して8kVAの高周波誘導炉(マグネシアるつぼを使用)で行ない、金属Si、電解Mnによつて予備脱酸した後、Al 0.05%を添加して仕上脱酸を行ない、出鋼前にフェロ・ウラン(U:88%)をAl箔に包んで投入した。単独溶解による場合は約4kg、分注溶解による場合は約2kgの鋼塊とし、表面より分析試料を採取した後、1100~900°Cで16φ棒に鍛伸した。か

くして得られた試料は15チャージで、その分析結果をTable 1に示した。なおこれとは別に重力偏析を目的として4kg 鑄鋼を溶製し、るつぼ中で徐冷を行なつて供試材とした。

## III. 実験結果

### (1) ウランの歩留り

溶鋼中に添加したUの歩留りは含有酸素量によつて変化するばかりでなく、耐火物やスラグとの反応も考慮しなくてはならない。U鋼の溶解に用いたるつぼの放射能計数値(G-M カウンターを使用)は一般に高い値を示していたので、Uの損失分は主として炉壁に付着しているものと思われる。鋼中Uの歩留りはばらつきが大きかったが、比較的添加量の少い鋼種においては約60~80%を示し、添加量が増加するとともに40~50%に低下する。

### (2) オーステナイト結晶粒度におよぼす影響

オーステナイト結晶粒度におよぼすUの影響を調べるため、JIS 滲炭法(925°C×6h)によつて測定した。第1報の低炭素鋼では、粒度番号0.5~1.5程度の微細化を示したが、この中炭素鋼でもFig. 1に掲げた通りUはオーステナイト粒度を微細化する傾向を示し、その効果は前報とほぼ同程度であり、U量増加とともに微細化する傾向である。

### (3) 清浄度におよぼす影響

Uは溶鋼中ですでに融点の高い化合物を生成し、清浄剤としての効果は前報の結果からある程度推測できるが小型鋼塊のため生成した介在物の分離が困難となり、必ずしも清浄度は向上しなかつた。今回は鍛造棒のほぼ中

Table 1. Chemical composition of steel melted.

Steel No.	C%	Si%	Mn%	U%*	Remarks
01	0.36	0.03	0.27	Nil	P:0.011%, S:0.010%
2	0.33	0.06	0.41	0.26	
3	0.38	0.08	0.50	0.47	
04	0.34	0.05		Nil	
5	0.37	0.14	0.53	0.06**	
6	0.37	0.07	0.44	0.16	
7	0.32	0.01	0.49	0.30**	
8	0.30	0.14	0.52	0.45**	
9	0.30	0.20	0.52	0.63**	
010	0.40	0.44	0.46	Nil	} Split cast
11	0.40	0.46	0.50	0.18	
12	0.40	0.48	0.47	0.16	
13	0.40**	0.48**	0.47**	0.28	
014	0.40	0.46	0.50	Nil	} Split cast
15	0.40**	0.46**	0.50**	0.22	

\* Total uranium %, Courtesy of Mitsubishi Metal Mining Co. Ltd.

\*\* Expected value.

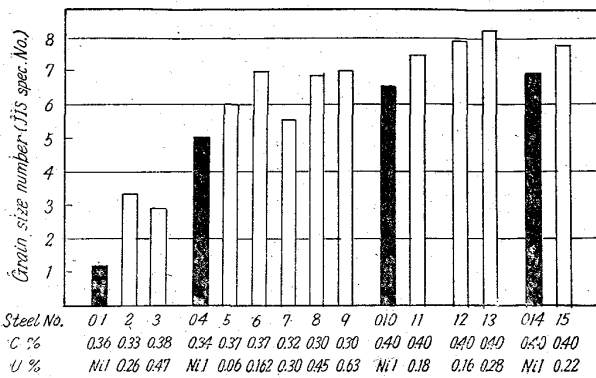


Fig. 1. Austenitic grain size of carburized steel (925°C/6 hr)

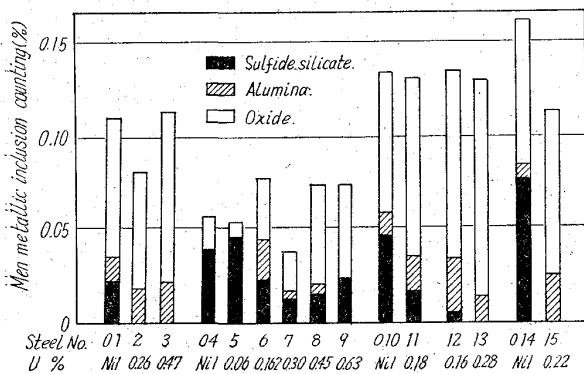
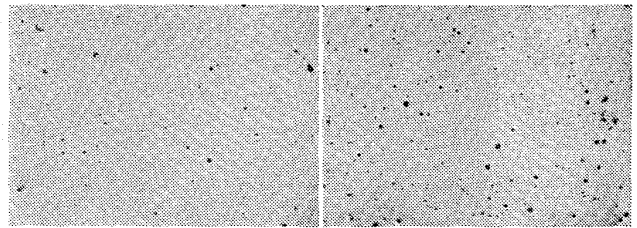


Fig. 2. Results of non-metallic inclusion counting.

間部より採取した試料について、JIS 点算法によつて非金属介在物を測定した結果、Fig. 2 に示すごとく結果が得られたが、これからみると清浄度はほとんど向上していない。A系介在物は2, 3の例外を除いて、いずれもU添加によつて非常に減少し、皆無となる試料もあつた。鋼中S量は鋼種によつてほとんど変化がないので、上記A系介在物の減少は、生成したU硫化物がA系から他へ形態的に移行することも考えられる。U添加鋼には暗灰色で微細な塊状の介在物が存在し、U添加量とともに増加した。これらは形態的にはC系に属するが、微細で複雑な塊状であり、大きさや色から明らかにC系とは異なつていたのでC系には含めなかつた。ピクリン酸ソーダ煮沸溶液で同定したところ試料 No. 3 ではこの介在物の一部は黒色となり、また微細な点状介在物を認めた。したがつてU硫化物は塑性変形能がなく、このような微細な塊状の介在物となることが解つた。B系介在物はU添加により、やや増加の傾向にあり、これはU添加時に使用した Al 箔の影響とみられるが、Uが生成した  $Al_2O_3$  を還元するかどうかは解明できなかつた。C系介在物はU添加によつて徐々に増加する傾向を示し、 $UO_2$  と思われる介在物が U 添加量に応じて増加した。



a) Steel No. 01                      b) Steel No. 3

Photo. 1. (a)~(b) As-polished microstructure showing the increase of oxide inclusions with the addition of uranium.  $\times 42 (1/2)$

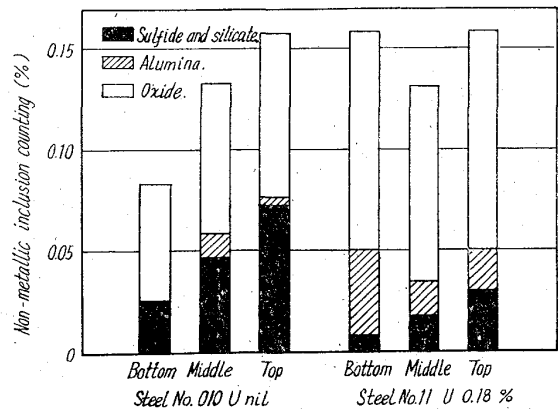


Fig. 3. Results of non-metallic inclusion counting in each portion of forged bar.

(Photo. 1 参照)

長さ約 2 m の鍛造棒の両端、および中央部の清浄度を試料 No. 010, 11 について測定した。その結果を Fig. 3 に示した。標準鋼では鋼塊上部がもつとも清浄度が悪く、底部ほど向上するが、U添加鋼はこれに反して底部も上部と同様に清浄度が低下した。標準鋼では介在物が浮上しつつあることを示し、U添加鋼では浮上しつつある介在物とUを含んで沈降しつつある介在物のあることが示されている。A系介在物はU添加によつて減少するが、同時にC系介在物がいずれの位置でも増加する。B系介在物の増加は前記の  $Al$  箔のためと考えられる。

(4) 重力偏析におよぼす影響

鋼中で生成するU化合物は、比重が大きく、鋼塊底部へ重力的に偏析し、工業的規模の大鋼塊ではこれが顕著に現われることが報告されている。著者らは小型鋼塊でもこのような重力偏析が起こるかどうかを調べるため次にのべる実験を試みた。

すなわち高周波誘導炉で約 4 kg の 0.30%U 鋼を溶解し、U添加後通電しつつ極力徐々に炉中で冷却し、凝固させた。この鋼塊の分析結果は 0.19% C, 0.011% S, 0.009% P で、縦断面平均の U % は 0.08% で U 歩留はきわめて低下した。この鋼塊の収縮孔はきわめて長く

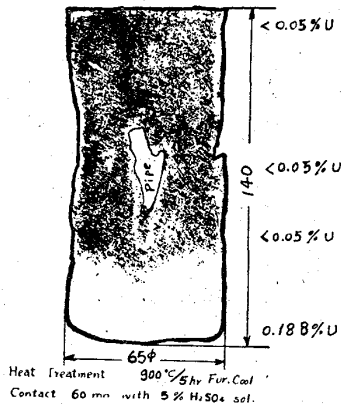


Photo. 2. Analytical results of uranium and sulfur-print of slowly cooled ingot in a melting furnace showing the gravitational segregation of uranium-bearing inclusions.  $\times 1 (1/4)$

鋼塊中心迄伸び、収縮孔内にはスラグがかなり含まれていた。

鋼塊は  $900^{\circ}\text{C}$ 、5h の焼鈍を行なった後、中心線に沿って縦割りし、その各部分についてUを定量した結果を Photo. 2 に示した。この結果低部は他の上部の3ヶ所に比べてU量が高く、U化合物の重力偏析が起こっていると考えられる。

次にこの試料についてサルファープリントを行なった。1hr の露出を行なった結果を Photo. 2 に示した。しかしU硫化物は安定で硫酸にはほとんど反応せず、長時間の露出にもかかわらず鋼塊底部はほとんど反応しなかった。前記のU分析値と対称すればU硫化物の重力偏析が生じたものと解釈される。

Uは比較的新らしい時期に $\alpha$ 、 $\gamma$ 線を放射し、崩壊生成物から $\beta$ 線を放射するため、放射能計数によっても偏析を知ることができる。 $\alpha$ 線の計数を行なったが、レベルが低く、内部吸収のためにほとんど計測できなかつた。 $\beta$ 線および $\gamma$ 線をG-Mカウンターによって計数を行なった。測定は4mm厚のPb板で鋼塊の横方向に高さ6mm $\times$ 幅45mmのスリットをつくり、試料をPbブロックで固定して数分計数し、1minの計数値を Fig. 4 に示した。計数値は $\beta$ 、 $\gamma$ 線を示しているが、試料とカウンター間に8mm厚のプラスチック板を挿入して $\beta$ 線を遮蔽し、同様の計数を行なって $\gamma$ 線の量を調べたところほとんど background と同レベルであつたことから、得られた結果は $\beta$ 線放射のみを示しているものと考えられる。この結果鋼塊底部約15mmは、かなり高い値を示し、上部へ向うにしたがつて減少

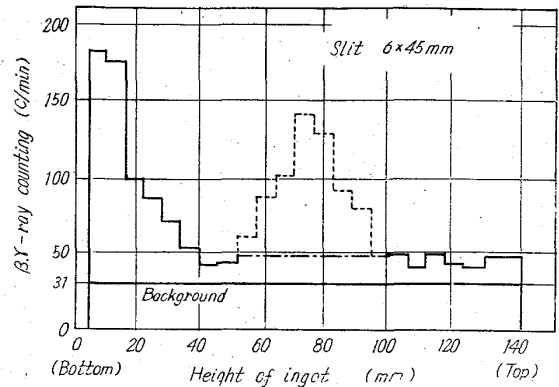


Fig. 4. Results of  $\beta$  and  $\gamma$ -ray counting by a Geiger-Müller counter on the transverse slit of longitudinal section showing the gravitational segregation of uranium and its decay products. Dotted line denotes the influence of slag that has high uranium contents in the shrinkage.

している。したがって前記の分析の結果と対応して考えれば鋼塊底部へのUの重力的偏析は明らかなものとなる。なお55~95mmの間では計数値が高い値を示しているのは、収縮孔にUを含むスラグがあるためで、これは点線で示した通り、Uの偏析とは無関係である。

さらにこの試料と横割りした試料についてオートラジオグラフを行なった。コンタクト法によって高感度X線フィルムを鋼塊断面に密着させ、140hrの露出を行なった結果を Photo. 3 に示した。縦断面の試料では前記の結果と同様にU化合物は底部へ重力的に偏析し、雲状の

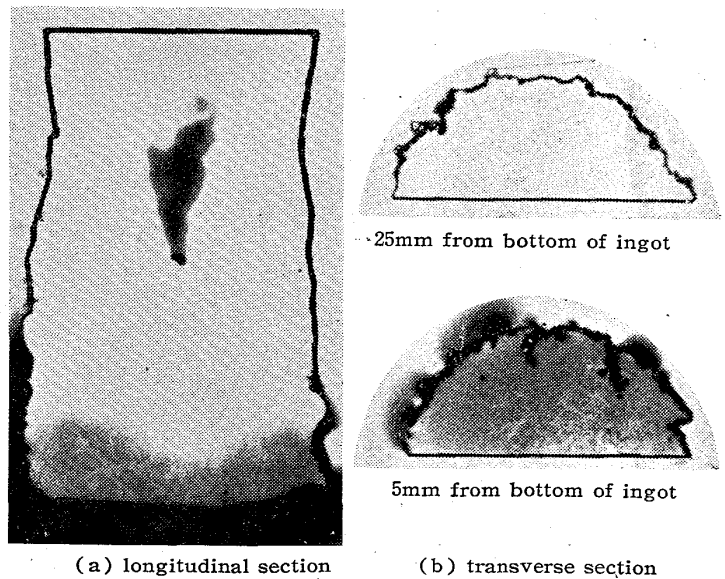


Photo. 3. Autoradiographs of the slowly cooled ingot in a melting furnace showing the gravitational segregation at the bottom of ingot. Exposure time: 140 hr.  $\times 1 (1/2)$

偏析となつている。外周、とくに底部の外周の感光は鋼塊周囲に付着したU化合物よりの影響であり、中心はスラグの入った収縮孔よりの影響で、このスラグのとくに下部には、かなりのUが含まれている。横割りを行なつて5コの試料をつくり、おのおのについてオートラジオグラフを行なつたが、Photo. 3 (b) に示した底部から5mm、25mm 以外のさらに上部の試料ではほとんど感光しなかつた。底部より5mmの試料についての結果では明らかにU偏析が起こつており、また鋼塊の樹枝状晶までも示されている。しかし底部より25mmの試料ではわずかに感光したが、ここではU偏析は起つていない。

このように約4kgの小型鋼塊でもいずれの試験によつてもU化合物の重力的な偏析が明らかとなり、とくに鋼塊の底部より15~20mm迄に雲状の偏析があることが解つた。

(5) 硬さおよび変態点におよぼす影響

鍛造後および焼準後の硬さを測定した結果を Table 2  
Table 2. Hardness of the steel tested in as-forged and as-normalized conditions.

Steel No.	U%	Rockwell B number	
		As-forged	As-normalized
01	Nil	75.5	70.5
2	0.26	74.9	72.6
3	0.47	76.6	73.6
04	Nil	79.9	80.6
5	0.06	81.9	81.7
6	0.16	80.3	83.1
7	0.30	81.5	84.9
010	Nil	88.0	89.1
11	0.18	89.6	92.1
12	0.16	97.2	91.8
13	0.28	94.6	94.2
014	Nil	93.9	91.5
15	0.22	95.7	92.7

Table 3. Transformation points of steel tested by thermal analysis.

Steel No.	U%	Transformation points (°C)			
		Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	Ar <sub>3</sub>	Ar <sub>1</sub>
010	Nil	725	799	746	671
11	0.18	724	785	732	670
13	0.28	732	792	742	676

Heating rate: 3.5°C/min.  
Cooling rate: 2.5°C/min.

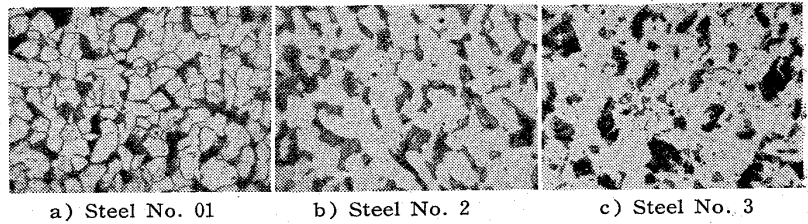


Photo. 4. (a)~(c) Microstructures showing the effect of uranium on the scavenging of grain boundary and uranium carbides existing in 0.47%U steel. (by 5% Nital solution) ×280 (2/5)

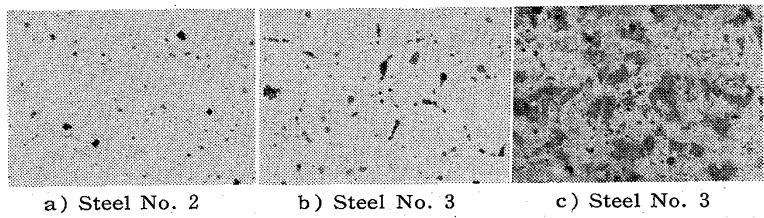


Photo. 5. Microstructures showing the uranium carbides mainly at austenitic grain boundaries (a)(b) which had no relation with pearlite (c); (a)(b) Murakami's reagent ×400, (c) Murakami's reagent and 2.5% Nital. ×280 (2/5)

に示した鍛造後の硬さは仕上温度や冷却速度が一定しないためばらつき、U添加の影響は認められないが、焼準後の硬さはU量とともにわずかに増加している。この増加は主として粒内や粒界に微細に分散したU炭化物によるものと考えられる。

次に鋼の変態点におよぼす影響を調べるため、熱分析を行ない、この結果を Table 3 に示した。文献<sup>3)</sup>によつてもUは0.30%以下ではほとんど影響しないと報告されているが、0.30% U 以上ではオーステナイトに溶けるC量を減ずるため、A<sub>3</sub>変態が低C側に移動し、変態点を上昇させると考えられる。Table 3の結果でも、ほとんどUの影響はないが、U量がやや増すと、Ac, Ar いずれも上昇の傾向にある。

(6) 焼準組織におよぼす影響

鍛造後 850°C/1hr 空冷した試料 No. 01, 2, 3 について、顕微鏡組織を観察した。Uはフェライトに溶解度を持たず、オーステナイトにわずかに固溶するが、組織成分としては、炭化物、硫化物、窒化物などの化合物が主体となり、とくに炭化物が大きな割合を占める。Photo. 4はパーライトの形状におよぼすUの影響を示すもので添加量が増加すると、パーライトの形がくずれて不整となる。これは共析変態時にU化合物がパーライトの正常な成長を阻止することによるものであろう。また同じ腐食条件でも添加鋼では粒界が腐食されにくくなり、粒界不純物を固定することが判る。試料 No. 3 ではパー

ライトとは関係なく、微細なU炭化物の析出が多く認められる。さらにこの試料について村上試薬を用いて炭化物の検出を行なった結果を Photo. 5 に示した。炭化物は種々の形状をもち、大きさも不規則な多くの炭化物が検出できた。

これらの炭化物は粒内にもみられるが、主としてオーステナイトの粒界に析出していることが解つた。また前報にのべた6方晶の介在物も処々に検出され、これらはUの炭・窒化物のごとき化合物と考えられる。CONTRACTOR<sup>3)</sup>によれば U(C, N) あるいは U(O, C, N) であるというが、同定はされていない。

次にパーライトと炭化物の関係を調べるため、村上試薬と nital を併用して検鏡した結果を Photo. 5 に示したが、Photo. 4 と同様、パーライトとは無関係の位置にあり、この炭化物がパーライトと反応することはないと考えられる。以上の結果から 0.3~0.4% C 鋼ではU炭化物が容易に形成され、塊状あるいは板状をなし、主としてオーステナイトの粒界に分布することを知つた。

(7) 焼入性におよぼす影響

第1報において 950°C 以上より焼入した場合低炭素鋼の焼入性が増大されることを報告し、これが金属間化合物 Fe<sub>2</sub>U の分解と、U が変態点に影響することをのべた。今回も 950°C 以下の焼入では何ら効果がなかつたので、焼入温度を 950°C 以上として 13φ × 68mm のサブサイズ試片で一端焼入を行なった。この結果試料 No. 2, 3, は No. 01 に比べてやや焼入性を向上したが、他の合金元素、とくに Mn の効果も合併されるので、改めて分注溶解を行なった試料 No. 12, 13 と標準鋼とを用い、1000°C, 1100°C, 1200°C 焼入で実験を行なった。これらの結果を Fig. 5 に示した。この結果U添加鋼は標準鋼よりやや焼入性を増加するものの、その効果は微細であり、1200°C でも同様の結果であつた。これらのことからCが増加すると、1200°C でもきわめて安定な炭化物をつくり、これはオーステナイトに難溶であり、粒界に存在したままで、変態点に対して、ほとんど影響をもたないことが知られた。

(8) 2次硬化能におよぼす影響

第1報において低炭素の 0.06% C, 0.1% U 鋼について、950°C 水冷によつて擬マルテンサイト組織が得られかつ焼戻にともなう2次硬化のあることを報告したが、ここでも高炭素の 0.3~0.4% C 鋼に同様の効果があるか否かを調べた。供試材は主として試料 No. 01, 2 であるが No. 3 も使用した。試片は熱処理の感受性を高めるため、5mm 厚の薄さとした。1000°C, 1100°C,

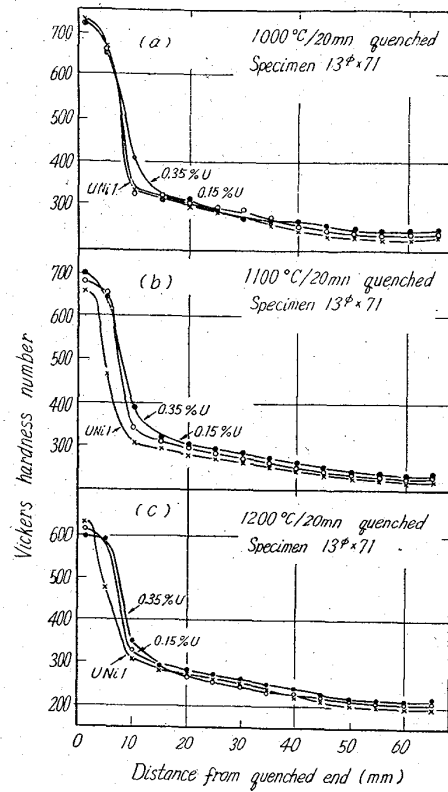


Fig. 5 (a)~(c). Results of subsized end-quench hardenability tests at 1000°C, 1100°C and 1200°C.

1200°C 塩浴中で 2 hr 保持後水冷した。これらの試料を 600°C 以下でそれぞれ 1 hr 焼戻して空冷し、硬さを測定した。その結果を Fig. 6 に示す。

まず 1000°C 水冷の結果では、U 添加鋼は標準鋼より焼入硬さはむしろ低く、低炭素鋼の場合と反対であり、また焼戻においても標準鋼より硬さは低く、550°C 付近にわずかに2次硬化の兆候をみとめたのみで、標準鋼とほとんど差異はない。1100°C 処理ではU添加鋼は標準鋼とほぼ同一であつて結果は交錯しているが、ここではU添加鋼に 500°C 付近の硬化がわずかに認められた程度で同様2次硬化を示さず、標準鋼と差がなかつた。1200°C 処理においては試料 No. 3 も併用して行なつたが、0.26% U の試料 No. 2 は焼入硬さが標準鋼より高いにもかかわらず、むしろ軟化は促進された。ただ 550°C に微細な2次硬化を認めた。0.47% U の試料 No. 3 は若干耐軟化性を示したが、2次硬化はなく、550°C 付近にやや軟化をおくらせる傾向を認めたのみである。

これらの結果から、今回の中炭素鋼では2次硬化は全くみられず、これはC量の増加によつて生成したU炭化物が 1200°C の加熱においても安定で、オーステナイトに難溶であることを実証するものである。なおこの事実はすでに CONTRACTOR<sup>3)</sup>による 0.3~0.4% C, U 0.25

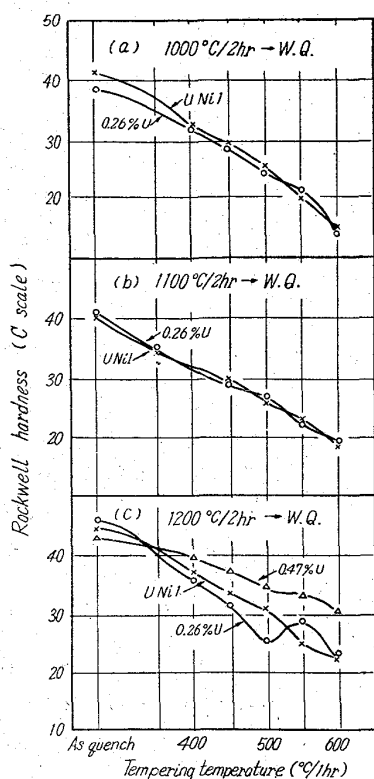
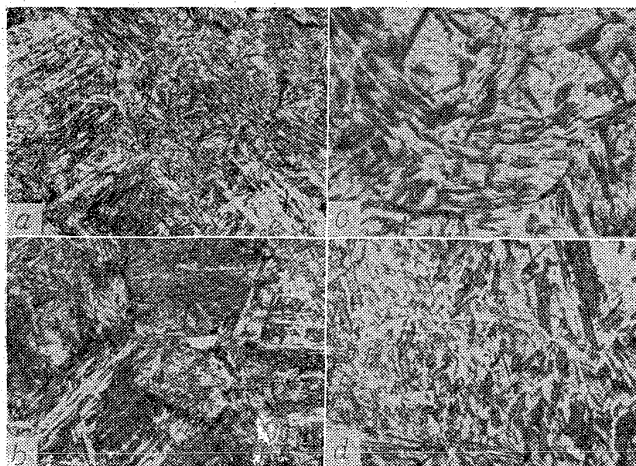


Fig. 6. (a)~(b) Tempering characteristics of the steel with and without uranium addition showing that no remarkable secondary hardening had occurred at the solution temperature of 1200°C.



(a) and (c) Steel No. 01, (b) and (d) Steel No. 2  
Photo. 6. Microstructures showing the martensite obtained from water-quenching at the temperature of 1100°C (a) (b) and 1200°C (c) (d). Uranium had no effect on martensite structure. (a) (b) 2.5% Nital x100, (c) (d) 2.5% Nital x400 (1/2)

%および0.69%鋼, KNIGHTら<sup>3)</sup>による1Cr-1Mo-1V-2%U鋼(0.25% C)について指摘された事実と一致する。したがってこれらの結果からU炭化物は熱処理

によつて溶解,析出などその形態を変化させることはほとんど不可能であることが判る。

なお焼入,焼戻における顕微鏡組織を検査したが,いずれも標準鋼とほぼ同一でマルテンサイトの形状などにも変化はみられなかつた。組織の一例をPhoto. 6に示した。

(9) 機械的性質におよぼす影響

上記の事実から0.3~0.4% C鋼の焼戻処理後の常温機械的性質はU添加によつてほとんど影響を受けないことが推測されるが,U化合物および炭化物の増加に基く若干の引張強さ,降伏点の増加,伸び,絞りの減少は予想される。今回も前報と同様にJIS 4号引張試験片によつて試験し,その結果をFig. 7に示した。この結果は予想通りU添加による効果はきわめて微細で,わずかに引張強さ,降伏点を増加させたが,伸び,絞りの低下はみられなかつた。これはおそらくUの清浄効果によるものであろう。

衝撃性質に対するUの影響は前報の低炭素鋼においても0.1%U以上でかなり低下をみたが,今回の2Vノッチシャルピー試験では文献とほぼ同様に0.20%以上で衝撃値の低下が観察された。(Fig. 7参照)この結果から鋼中に少量のU化合物Fe<sub>2</sub>U, UCなどが現出する場合は,耐衝撃性質に悪影響をおよぼすことが確認された。

(10) 耐食性におよぼす影響

前報低炭素鋼ではU添加によつて塩酸に対する耐食性が向上し,硫酸に対しては劣化することを報告したが,

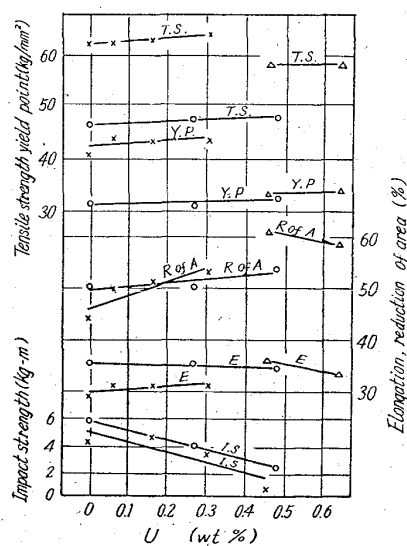


Fig. 7. Effect of uranium content on the mechanical properties of steel at room temperature after normalizing at the same temperature shown in Table 2.

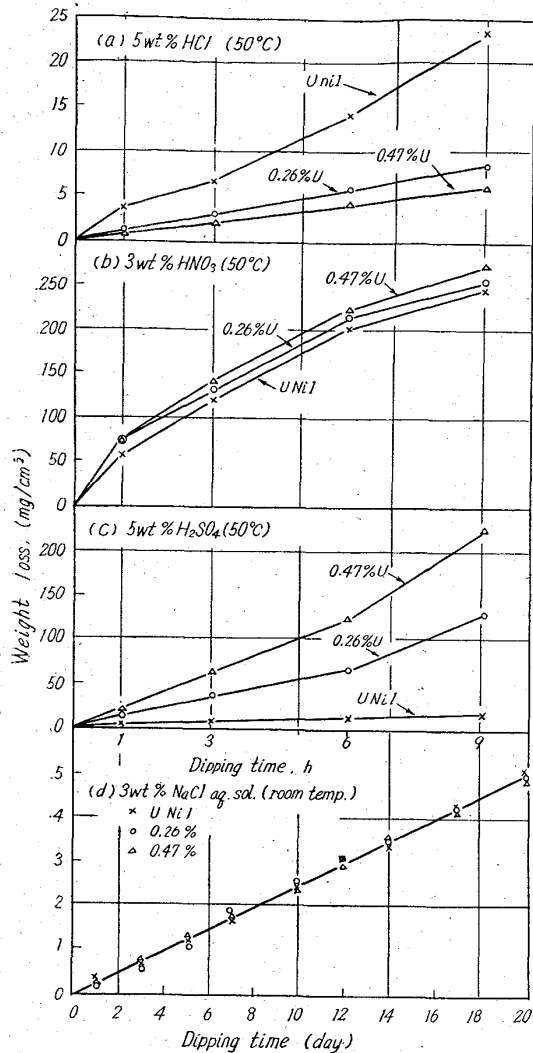


Fig. 8. (a)~(b) Corrosion resistance of the steel tested in various acids and sodium chloride aq. solution.

今回も 50°C の 5% 塩酸, 3% 硝酸, 5% 硫酸浸漬試験を行なった。これらの結果を Fig. 8(a)~(c) に示した。なお試料は 850°C / 1 hr 空冷の焼準材を使用し, 大きさは 14 f × 6 mm, #500 仕上げとした。

塩酸に対する耐食性は, すでにカナダの GERTSMAN<sup>2)</sup> および BIEFER<sup>3)</sup> によつて約 2 倍の改善があつたことが報告されているが, 著者らの結果もこれらとよく一致し 0.26% U ですでに減量は 1/2 以下となつた。

硝酸に対する耐食性は, GERTSMAN<sup>2)</sup> によれば 0.07% U の微量添加によつて 70% 硝酸 (50°C) に対して改善されたとの報告もあり, これに反して BIEFER<sup>3)</sup> は 10% 硝酸 (50°C) に対してむしろ低下する結果を出している。著者らはさらに希薄の 3% 硝酸 (50°C) に対して試験を行なつて BIEFER と同様の結果を得たが, 総合的にはほとんど影響ないものと考えられる。

なお硫酸に対する耐食性については同じく GERTSMAN<sup>2)</sup>, BIEFER<sup>3)</sup> が 10% 硫酸 (50°C) について, いずれも改善効果のあることを報告しているが, 著者らの 5% 硫酸 (50°C) の結果では, 前報告と同様 U 添加量とともにむしろ減量は増加し, いちじるしいピッチングが起こつた。この相違はおそらく, 小型鋼塊による U の清浄作用の不足によるものと考えられる。

なお 3% NaCl 水溶液 (常温) 中の浸漬試験を行なつた結果は Fig. 8(d) に示した通りで, U 添加の影響は全くみとめられなかつた。

#### IV. 結 言

0.3~0.4% C の中炭素鋼に対し, 0.7% 以下の U を添加した単純 U 鋼について U の効果をしらべた。結果を要約すると下記のごとくである。

(1) U の歩留は添加量の少ない 0.20% 以下の場合には 60~80%, やや多い (0.3~0.5%) 場合は 40~50% である。

(2) U 添加により鋼のオーステナイト結晶粒度はわずかに微細化される。

(3) U 添加によつて清浄度は必ずしも向上しないが安定な硫化物をつくるため, A 系介在物が減少し, C 系介在物が増加する。

(4) 小型鋼塊でも徐冷すると重力偏析を起こし, このため底部に U 化合物の濃化層が現われる。

(5) 焼準後の硬さは U 炭化物の生成によつてわずかに増加し, これは U 添加量とともに増大する。

(6) U 添加は結晶粒界の不純物を安定化し, パーライトの成長をさまたげる。U 添加量が増すと炭化物 (UC, UC<sub>2</sub>) が多くなり, これは主としてオーステナイト粒界に集合析出する。

(7) 焼入性におよぼす影響は, 1000°C 以上焼入においてもごくわずかで, これは U 炭化物がきわめて難溶であり, 変態に影響をおよぼさないことと一致する。

(8) 同様の理由で 1000°C ~ 1200°C より焼入, 焼戻を行なつて調べた 2 次硬化能にはいちじるしい効果はない。

(9) U の機械的性質におよぼす影響は微細であるが 0.20% U 以上では衝撃値が急激に低下する。

(10) 5% 塩酸に対する耐食性は U 添加によつて改善されるが, 5% 硫酸に対してはひどい孔食を起こす。なお 3% 硝酸, 3% NaCl 水溶液に対してはほとんど影響がない。

以上のように中炭素鋼においては U は炭化物を形成す



るが、この炭化物はオーステナイトの高温域においてもきわめて安定かつ難溶であるため、熱処理に基く合金元素としての効果は期待できない。しかしこのような安定な炭化物あるいは他の合金元素との複炭化物を鋼中で微細に分散させることができれば、凝集、成長を阻止または遅滞させるため、粒界での keying effect によつて抗クリープ性や耐疲労性の改善が期待されるから、今後の研究はこのような面を指向するつもりである。

## 文 献

- 1) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1438~1439
- 2) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 2, p. 174~194
- 3) Edited by R. F. KNIGHT & D. K. FAURSCHOU: "The Influence of Uranium Additions to Ferrous Alloys", Dep. of Mines and Technical Surveys-Ottawa, Mines Research Rep. R-95 (Apr. 1962) p. 320

## Cr 鋼の溶融アルミニウム合金による溶解速度\*

袁 輪 晋\*\*・小坂 岑 雄\*\*\*

## Rate of Solution of Cr-Steel in Liquid Aluminium Alloy.

Susumu MINOWA and Mineo KOSAKA

## Synopsis:

From the standpoint of rate theory, the rate of solution of Cr-steel in liquid aluminium alloy was measured at 750~950°C

The results obtained were as follows:

1) The rate of solution of Cr-steel in liquid pure aluminium was  $3.69 \sim 19.4 \times 10^{-6}$  [cm/s] and in aluminium alloy (Fe 3%, Si 3.1%) was  $1.81 \sim 17.0 \times 10^{-6}$  [cm/s].

2) The value of activation energy for solution ( $E_V$ ) is equal to the sum of the value of activation energy for diffusion of iron in liquid metal ( $E_D$ ), heat of solution ( $E_S$ ) and the activation energy for viscosity of liquid metal ( $E_\eta$ ).

Values of  $E_V$  are equal to 30.1 and 32.4 [kcal/mol], respectively.

3) The controlling step of Cr-steel at solution process in liquid aluminium is the rate of diffusion of Fe atom in the diffusion layer.

(Received 1 July 1963)

## I. 緒 言

アルミニウム合金の鑄造においては、溶湯と鉄鋼材料の接触する機会はきわめて多い。実際に工業においてはアルミニウム合金溶湯の保温炉、熱電対保護管、金型あるいは取鍋など、そのほとんどが鉄鋼材料を使用している。これらの鉄鋼材料はアルミニウム合金溶湯によつて溶損し、アルミニウム合金溶湯中の鉄含量を増加せしめ鑄造製品の品質を低下せしめることとなる。同時に、鉄鋼材料の溶損は操業上種々の不都合を生ぜしめ、その耐用期限の長短は製品原価にも当然影響するものと考えられる。

ところで、鉄鋼材料とアルミニウム合金溶湯が接触した場合に起こる現象についての研究<sup>1)~4)</sup>は、すでに古くからなされてきているが、とくに最近では、いわゆるアルミナイズド鋼<sup>5)~7)</sup>の製造を目的としたものが多い。し

かし、上述のように、鑄造作業においてきわめて重要な問題である鉄鋼の溶解もしくは溶損の速度に関する報告例<sup>8)</sup>は非常に少ない。

そこで筆者らは、反応速度論的見地から、溶融アルミニウム合金による鉄鋼材料の溶解現象を解明し、上述の諸問題の解決に対する基礎的な知見を得ることを目的として実験を行なつた。本報では、鉄鋼材料に耐熱鋼として比較的使用度の高い Cr 鋼をとりあげ、その純アルミニウムおよび Al-Si-Fe 合金溶湯に対する溶解速度を測定した結果を述べる。

## II. 供試材料および実験装置

\* 昭和38年5月本会講演大会にて発表

昭和38年7月1日受付

\*\* 名古屋工業技術試験所, 工博

\*\*\* 名古屋工業技術試験所