

は少ないが、20Cr-9Ni-0.9Nb および 24Cr-13Ni 鋼には効果が大である。しかしながら窒素添加は δ フェナイトの減少にともなう溶接性の劣化を来すので、溶接を必要とするような製品の場合には問題があるが、不銹鋼本来の使命である耐食性には、なんら悪影響をおよぼさない。

文 献

- 1) F. K. BLOAM, W. C. CLARK & P. A. TENINGS: Metal Progress, 59 (1951) 2, p. 250
- 2) R. H. HENKE & R. A. LULA: Journal of Metals, 6 (1954) 8, p. 883
- 3) 森島: 鉄と鋼, 44 (1958) 6, p. 661
- 4) 塚本, 鈴木: 鉄と鋼, 47 (1961) 3, p. 559
- 5) 長谷川, 三沢, 田辺: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 638
- 6) 飛沢, 谷, 大沢, 本間: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1484
- 7) R. A. PERKINS and W. O. BINDER: AIME. Electric Furnace Steel Proceeding (1956), p. 123
- 8) 加藤, 金井, 阿部: 製鉄研究, 231 (1960), p. 54

鋼におよぼすウランの影響*

(鋼中の特殊元素に関する研究—I)

成田貴一・**宮本 醇**・高橋栄治**

Effect of Uranium on the Properties of Steel.

(Studies on special elements in steel—I)

Kiichi NARITA, Atsusi MIYAMOTO and Eiji TAKAHASHI

Synopsis:

The authors show that, up to approx. 0.2% addition, Uranium as an alloying element has little improving effect on the properties of carbon steel.

Uranium, however, can be used as a great effective deoxidizer or refiner of molten steel, improving the final deoxidation and the steel ingot-making procedures properly, because it has great affinities with oxygen and sulphur, and the specific gravities of its oxides and sulphides are greater than that of molten steel.

For the practical application of uranium in steel making, the authors point out that it is necessary (1) to establish the detailed regulations for handling radioactive substances from the standpoint of practical operation, (2) to develop the method of uranium addition, (3) to clarify the chemical reaction between refractories and uranium, (4) to investigate the deoxidizing and desulphurizing reactions with uranium in molten steel and (5) to establish the manual on disposal and treatment of the refractories worn out, slag and steel scraps.

(Received 21 Jan. 1963)

I. 緒 言

Uは週期律表上第二希土類元素群に属し、O、N、C、Sなどの元素に対する親和力が非常に大きく、製鋼上興味ある元素の一つである。カナダにおけるU鋼に関する特許によれば、Uを少量添加することにより、炭素鋼の疲労強度、応力腐食抵抗、高温における種々の性質がかなり向上するといわれている^{1)~3)}。一方第二次世界大戦以来、一切のU物質について使用制限および機密令が施行せられ、原子力関係以外には使用することができな

つたが1958年6月にUの非核的利用の禁止が解除され、減損Uが容易に入手できるようになった。

原子力以外の分野において利用できる減損U量は年間10,000~20,000 t程度であると推定されており、将来を見越して現在その利用を考えるべき時期に当面している。そこで鋼におよぼす特殊元素の影響に関する研究の一環として、また減損Uの冶金学的利用の一つとしてU

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表

昭和38年1月21日受付

** 株式会社神戸製鋼所中央研究所

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	N	O	U	U added
No. 1	0.29	0.38	0.67	0.006	0.012	0.006	0.006	—	—
No. 2	0.28	0.36	0.65	0.007	0.011	0.006	0.012	—	—
No. 3	0.29	0.33	0.62	0.007	0.008	0.008	0.013	0.037	0.04
No. 4	0.31	0.24	0.51	0.008	0.010	0.006	0.014	0.063	0.08
No. 5	0.28	0.40	0.68	0.006	0.012	0.006	0.017	0.14	0.29
No. 6	0.29	0.40	0.72	0.006	0.011	0.007	0.024	0.20	0.67

Note: No. 1, 5 and 6 are forged materials from 100kg steel ingot, and No. 2, 3 and 4 are from 50 kg steel ingot.

をとりあげ、鋼中のUの定量法、鋼におよぼすUの化学冶金学的挙動ならびに材力的性質におよぼす影響などについて2, 3の検討をおこなった。以下本報ではその検討結果を報告する。

II. 供試材

100 kVA 塩基性高周波誘導炉 (マグネシヤ・ライニング) を用い、炭素鋼を対象として精製鋼を融解し、これに Fe-Mn および Fe-Si を加えて中炭素鋼溶鋼を溶製したのち、あらかじめタンマン炉で溶製したフェロ・ウランを添加し、50 または 100 kg 容量の丸型鑄型に鑄込んだ。

以上のようにして溶製した鑄塊を型抜きしたのち、縦方向ならびに横方向に切断してマクロ腐食組織、サルファー・プリント組織、微細組織、成分偏析、非金属介在物などの調査に供し、一部を鍛伸して化学分析、材力的試験などに供した。供試材の一般化学成分組成を示すと Table 1 のとおりである。

III. 鋼中のUの定量法*

A法: 種々一定量の Fe および U をはかりとり、これを塩酸および硝酸の混酸 (5:2) にとかし、この溶液中より Fe 1.00 g に相当する液量をガラス皿内に分取し、注意しながら、砂浴上で均一に蒸発乾涸させたのち、これより放射される γ 線をシンチレーション・カウンターまたは G·M カウンターによつて計数し**、カウント数

* U の定量分析法としては容量分析法、重量分析法、吸光度分析法、蛍光分析法、ポーラログラフ分析法、分光分析法、X線分光分析法、電解分析法、放射能分析法などが知られているが、本研究においては操作が比較的簡単でしかも共存元素の影響の少ないと思われる方法として、放射能による分析法を検討した。通常放射能による分析では、目的とする元素にその放射性同位元素 (R: I) を添加したり、あるいはその元素を核反応により放射化して分析するのであるが、U の場合にはそれ自身が放射性であるので、そのようなことはしなくても本文の方法によれば鋼中の U を容易に定量することができる。

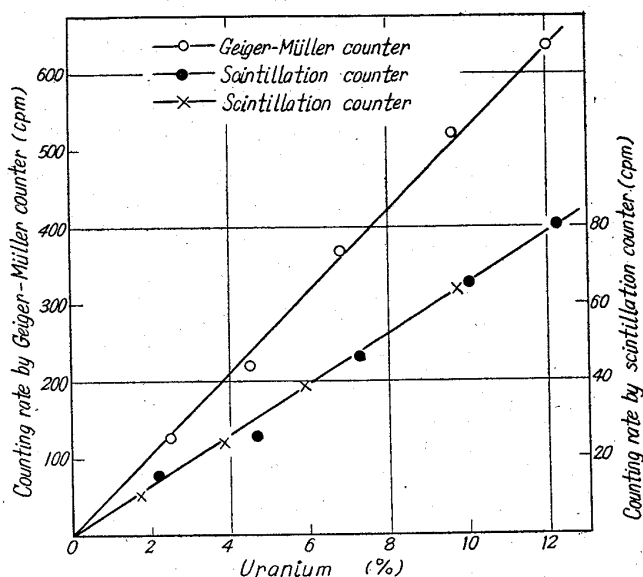


Fig. 1. Relation between counting rate and uranium content in steel (A method).

と下記の方法によつて別に定量したU量との関係を求めて検量線を作成した。このようにして作成した検量線の一例を参考までに Fig. 1 に示す。同様にして供試材より採取した分析試料 1.00 g を混酸にとかし、砂浴上で注意しながら均一に蒸発乾涸させ、 γ 線を計数して上記検量線より鋼中のUを定量した。

B法: 一方供試材より同じ形状の金属状試料を採取し、そのまま γ 線を計数し、このカウント数と下記の化

** 純粋な天然Uおよび濃縮UはU-238, U-235, U-234の3つの同位元素を含んでおり、これらは α 線および γ 線を放出している。 γ 線は主としてU-235が放出し、U-238およびU-234は非常に低いエネルギーの γ 線をごくわずかししか放出していない。本研究における鋼中Uの定量においては γ 線(とくにU-235の γ 線; 0.162Mev)のみをシンチレーション・カウンターまたはG.M.カウンターで測定して分析することにした。しかしながらG.M.カウンターによる測定では、不純物元素としてU系元素の β 線放射核種が含まれている場合にはこの β 線も一緒に測定される。 α 線は飛程が短かく、自己吸収も大きく、したがって測定が非常にむづかしいので γ 線による方法を選んだ。

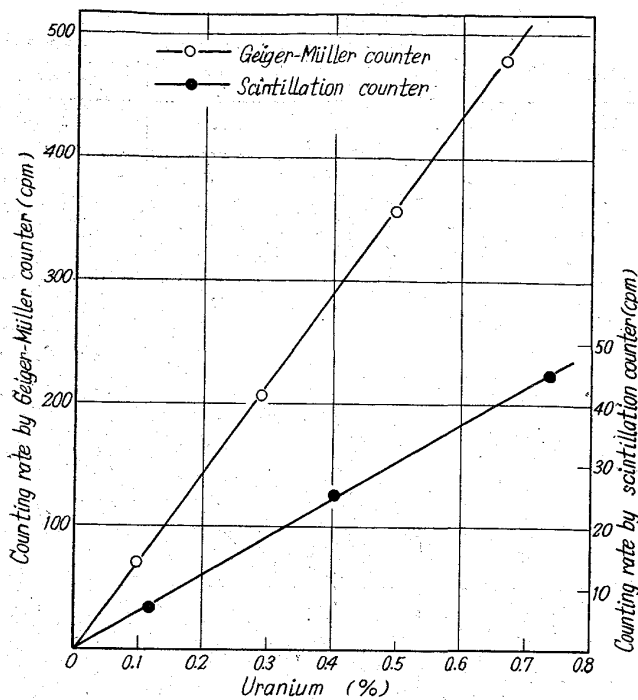


Fig. 2. Relation between counting rate and uranium content in steel (B method).

学分析法によつて定量したU量との関係を求めるとFig. 2に示したようにやはり両者間には直線関係が成立するので、この関係を利用して鋼中のUを定量することもできる。

この種の分析法は天然Uまたは濃縮Uのいずれを用いた場合にも適用できるがUの放射化学的特性すなわちU-235の濃縮度、放射化学的純度などが変れば、その都度検量線をつくりなおす必要がある。またこの分析法はU鋼の溶製に際し、U中に存在する他の放射性不純元素がつねにUと同じように挙動し、使用したUの放射能特性は変らないものと仮定しているが、Uの放射化学的純度がよければ化学分析法よりも操作がかんたんであり、鋼中Uの定量法としてはむしろ便利な方法である。

なおA法すなわち溶液法の場合、シンチレーション・カウンターによる測定では放射能強度は存在するUの量に比例し共存するFeの量にはほとんど影響を受けないが、GM・カウンターによる測定では軟 γ 線ならびに β 線の影響が大きく、自己吸収の影響が敏感にあらわれるので、共存するFeの量すなわち塩類の厚さならびに乾涸法をかなり正確に一定にする必要がある。

またB法すなわち金属法の場合には、当然試料の形状を正確に一定にしなければならず、形状にばらつきがある場合には、その補正をおこなわなければならない。この場合、一般にシンチレーション・カウンターによる測定では γ 線の影響が大きくなるので試料の量が大きく影

響し、またGM・カウンターによる場合には軟 γ 線および β 線の影響が大きくなるので試料の表面積の大小が問題になる。いずれにしてもA法の方がB法よりも感度、精度ともによく、A法ではGM・カウンターによる測定、B法ではシンチレーション・カウンターによる測定が適当であろう。

Table 1に示したUの定量値はGM・カウンターによるA法によつて求めた値である。

(付記) 試料1gをはかりとり、硝酸(1+4)15mlを加えて加熱分解し、3%過酸化水素4~5mlを加えて溶液を蒸発乾涸し、さらに硫酸(1+5)0.5mlを加えて白煙の発生するまで加熱する。つぎにこれに1%硫酸40mlを加え、加熱して塩類をとかしたのち、室温にまで冷却し、溶液を水銀陰極電解槽内に移し、電解電流4~5A、電解電圧6~8Vのもとで電解をおこない、Fe、Ni、Crなどの妨害イオンを分離する。Feの存在が認められなくなるまで電解をおこなつたのち、溶液をビーカー内に移し(この時溶液の総量は60mlを越えてはならない)、水酸化アンモニウム溶液でほぼ中和したのち、緩衝溶液(ギ酸ナトリウム68g-ギ酸20ml/水500ml)10mlを加え、溶液のpHをほぼ5に調節し、10%フェロシアン化カリウム25mlを加えてフェロシアン化ウラニル醋塩を生成させ、水で100mlに希釈する。つぎにこの赤褐色醋塩溶液の一部を巾10mlの液槽に移し、波長470m μ のもとで溶液の吸光度を測定し、あらかじめ作成した検量線よりU量を求める。本法によれば0.03~1.0%のUを ± 0.003 ~ 0.015% の精度で定量することが可能である。

IV. 実験結果

1. マクロ腐食組織

鑄塊の縦断面および横断面のマクロ腐食組織を示すとPhoto. 1のとおりである。U量の比較的少ない鑄塊No. 3およびNo. 4にはほとんど収縮孔は認められないが、比較的U量の多い鑄塊No. 5およびNo. 6にはかなり顕著な収縮孔が認められ、その程度はU量の多い鑄塊ほどいちじるしい。またU量が増加するにしたがつて柱状晶が長くなり、鑄塊No. 5およびNo. 6ではほぼ中心部まで延びており、合金鋼によく見受けられる組織に似ている。

2. サルファー・プリント組織

鑄塊のサルファー・プリント組織の一例を示すとPhoto. 2のとおりであり、Uを添加するとサルファー・プリントにおける感度が低下し、鑄塊No. 5およびNo. 6ではほとんどサルファー・プリント組織が現われな

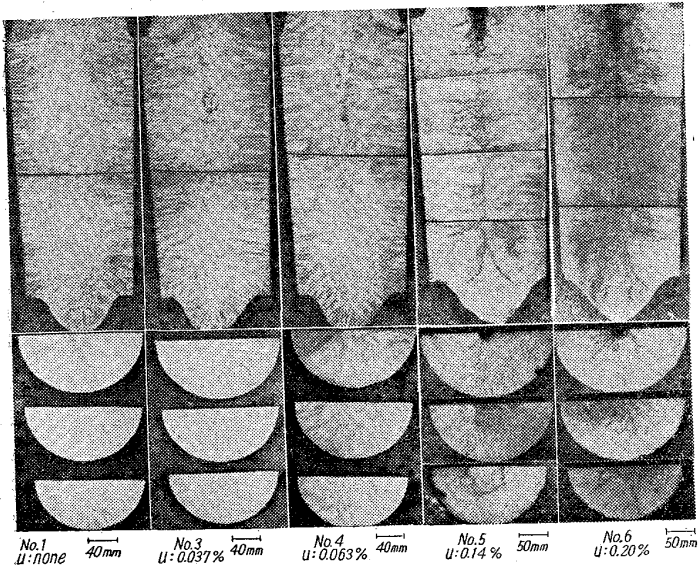


Photo. 1. Effect of uranium on macro-etched structure of steel ingot.

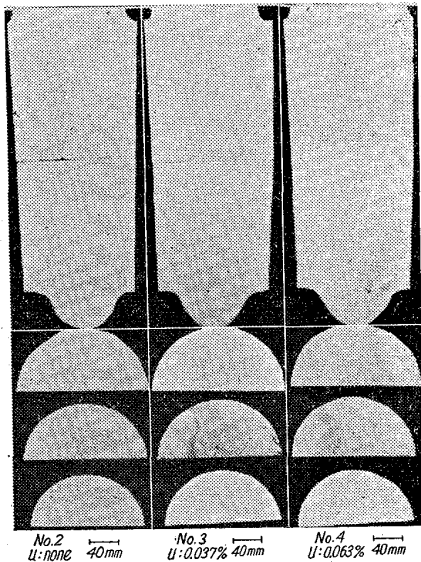


Photo. 2. Effect of uranium on sulphur print structure of steel ingot.

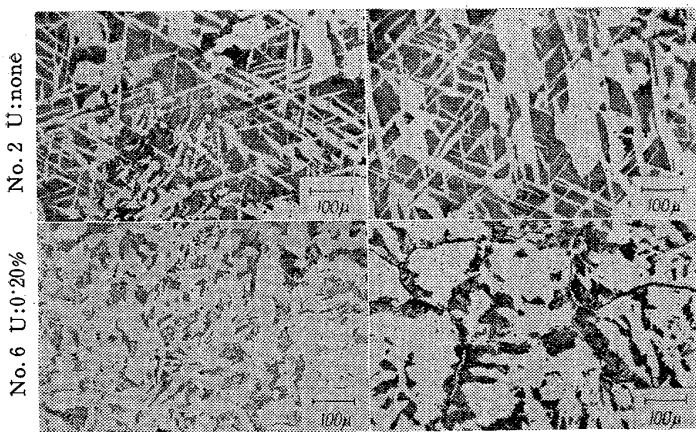


Photo. 3. Effect of uranium on microstructure of steel. (Etched by 10% picric acid-alcohol solution)

い. 前掲 Table 1 に示したように各供試材中の S 量にはほとんど差異が認められず、したがってサルファー・プリントにおける不感性は U の添加によつてうすい鉍酸(硫酸)にとけない硫化物が析出する結果であると考えられる。

3. 微細組織

鑄塊より試料を切出して研磨し、ピクリン酸・アルコールで腐食して光学顕微鏡的組織を観察した結果によれば、U 量の少ない試料 No. 3 および No. 4 の組織は U を含まない鋼材の組織とほぼ同様であるが、比較的 U 量の多い試料 No. 5 および No. 6 には Photo. 3 に示したようにパーライト組織の減少が認められる。これは U が炭素と結合して炭化物を形成するため、セメントタイトとして析出すべき炭素量が減少する結果であると考えられる。

4. 鑄塊内における成分元素の偏析

前記のように U は O, S, C, N などの非金属元素に対する親和力が非常に強いので、U を添加した場合には酸化物、硫化物、炭化物、窒化物などが析出し、鑄塊内部で偏析することが考えられる。そこでこれらの元素について鑄塊内部における偏析状況を調べた結果の一例を示すと Fig. 3 のとおりであり、分析誤差の範囲内で N の偏析はほとんど認められないが、鑄塊内における C, O および S の偏析傾向はやや大きいことがわかる。

一方鑄塊内における U の偏析を調べるため、鑄塊の縦断面についてオートラジオグラフィーを試み、さらに GM・カウンターを用いて縦断面上の各点について計数をおこなつた。

その結果によれば U 量の増加とともに鑄塊内における U の偏析は大きくなり、たとえば Photo. 4 に示したように鑄塊中央部の top 側および bottom 側に多く偏析する傾向がある。Fig. 3 に示した C, O および S の偏析傾向を考慮すれば鑄塊の bottom 側における U の偏析は溶鋼の凝固に際し、後述のように U の一部が比較的比重の大きい酸化物あるいは硫化物を形成して鑄型溶鋼の下部に沈積する結果であると推定される。

5. 非金属介在物

前掲 Table 1 に示したように U 添加量が増加するにしたがつて O 量が増加することならびに後述のように酸化物系介在物中の Al₂O₃, SiO₂ 成分が減少するという事実より、溶鋼中において U 酸化物の析出が考えられ、また前記 2 項に示したサルファー・プリント組織より希酸にとけない U 硫化物の析出、さらに前記 3 項に述べたように微細組織中のパーライトが減少す

るといふ事実よりU炭化物の析出が考えられる。ところがUの酸化物、硫化物、炭化物、窒化物などはTable 2に示したようにいずれも比重が溶鋼よりも大きく、1,600°C以上の融点を有しており、したがってこれらの化合物が非金属介在物として析出するならば、恐らくB型介在物を形成すると考えられる。

事実 Photo. 5に示したように本実験供試材中には微

Table 2. Specific gravities and melting points of various uranium compounds.

Compound	Sp.gr.	m.p. (°C)
UC	13.63	2250
U ₂ C ₃	12.88	1800
UC ₂	11.28	2350
UN	14.32	2650
U ₂ N ₃	11.24	—
UN ₂	11.73	—
UO ₂	10.95	2878±22
US	10.87	>2000
U ₂ S ₃	8.81	>2000
US ₂	7.91	1850±100

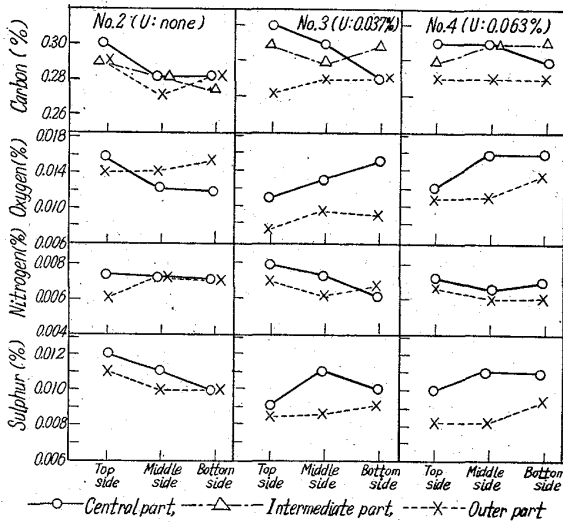
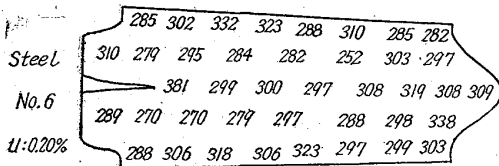
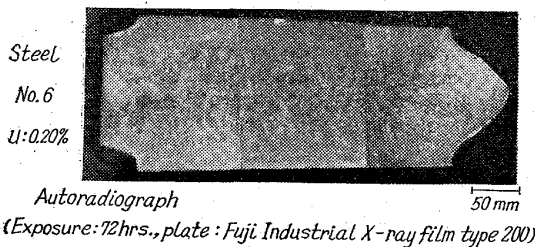


Fig. 3. Effect of uranium on distributions of carbon, oxygen, nitrogen and sulphur in steel ingot.



Counting rate using Geiger-Müller counter in cpm. (Window diameter 19mm)

Photo. 4. Autoradiograph and radioactivity on the surface of longitudinal section of steel ingot containing uranium.

細なB型介在物が非常に多く認められるが、反面U量の増加とともに同写真に示したような共晶状介在物が多くなり、とくに鑄塊のbottom側に濃縮する傾向がある。腐食試験の結果によれば、この種の非金属介在物は主としてUを含む珪酸塩あるいはオキソ硫化物であり、鍛造または圧延加工により非金属介在物中の可塑性成分は加工方向に塑性変形する。

つぎに温硝酸法によつて供試材中の酸化物系介在物を定量した結果を示すとTable 3のとおりである。すなわちUの添加によつてAl₂O₃およびSiO₂成分がかなり減少することがわかる。これはUの添加によりこれらの酸化物系介在物が一部還元され、酸化ウランあるいはUを含む珪酸塩を生成した結果であると考えられる。

6. 清浄度

各供試材についてJIS法に準拠して清浄度測定をおこなつた結果を示すと前掲Table 3のとおりである。すなわち鑄塊においても鍛伸材においてもU量が増加するにつれて清浄度はかなり低下することがわかる。

7. オーステナイト結晶粒度

各供試材について真空腐食法によりオーステナイト組織を現出させ、結晶粒度の測定をおこなつた結果を示すとTable 4のとおりであり、比較的U量の多い供試材ではオーステナイト結晶粒度は若干微細化される傾向を有しているが、U量の少ない供試材No. 3およびNo. 4ではほとんど微細化現象は認められない。

8. 鍛造加工性

U量の比較的少ない鑄塊No. 3およびNo. 4は

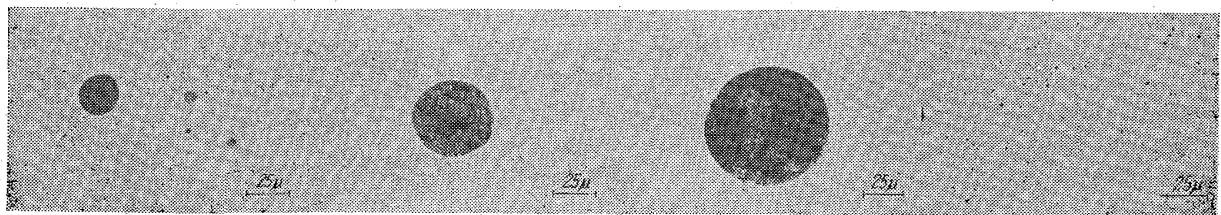


Photo. 5. Effect of uranium on nonmetallic inclusion in steel (as cast).

Table 3. Effect of uranium on amount of oxide inclusion and cleanliness.

(a) Steel ingot.

	Position of specimen in steel ingot		Oxide inclusion (%)		Cleanliness $d_{60 \times 400}$
			SiO ₂	Al ₂ O ₃	
No. 2 (U: none)	Top	Outer part	0.0022	0.0035	0.061
		Central part	0.0024	0.0029	0.105
	Middle	Outer part	0.0018	0.0034	0.058
		Central part	0.0012	0.0028	0.110
	Bottom	Outer part	0.0015	0.0032	0.058
		Central part	0.0011	0.0028	0.092
No. 3 (U: 0.037)	Top	Outer part	0.0015	0.0021	0.042
		Central part	0.0011	0.0018	0.085
	Middle	Outer part	0.0011	0.0018	0.054
		Central part	0.0011	0.0019	0.113
	Bottom	Outer part	0.0014	0.0016	0.045
		Central part	0.0011	0.0013	0.096
No. 4 (U: 0.063%)	Top	Outer part	0.0013	0.0018	0.071
		Central part	0.0015	0.0013	0.125
	Middle	Outer part	0.0014	0.0019	0.090
		Central part	0.0013	0.0017	0.213
	Bottom	Outer part	0.0012	0.0018	0.092
		Central part	0.0011	0.0017	0.158

Cleanliness of specimen from steel ingot No.6 containing 0.20% uranium is as follows:
 $d_{60 \times 400}$ values of outer, intermediate and central parts at middle side of steel ingot are
 0.154, 0.962 and 1.129 respectively.

(b) Forged material (reduction of area : about 90)

	Oxide inclusion (%)				Cleanliness $d_{60 \times 400}$
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	MnO	
No. 2 (U: none)	0.0017	0.0034	0.000	0.000	0.091
No. 3 (U: 0.037%)	0.0012	0.0019	0.000	0.000	0.093
No. 4 (U: 0.063%)	0.0014	0.0017	0.000	0.000	0.112

Table 4. Effect of uranium on austenitic grain size.

(a) Steel ingot

Middle side of steel ingot	No. 1 (U:none)	No. 2 (U:none)	No. 3 (U:0.037%)	No. 4 (U:0.063%)	No. 5 (U:0.14%)	No. 6 (U:0.20%)
Outer part	3.7	3.6	2.2	3.4	5.5	5.1
Central part	3.2	2.6	2.1	3.8	5.0	4.7

(b) Forged material (reduction of area : about 90)

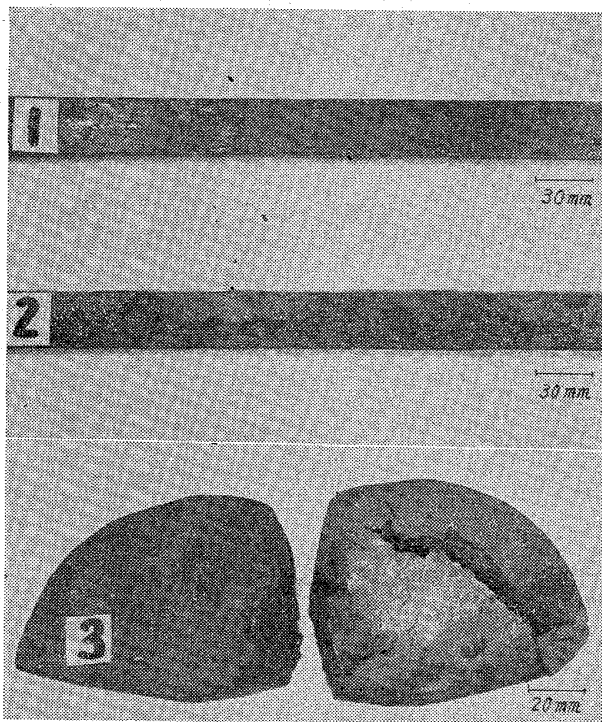
Middle side of forged material	No. 2 (U:none)	No. 3 (U:0.037%)	No. 4 (U:0.063%)
Central part	3.8	3.3	3.5

Uを含まない鑄塊と同様に 850°C ~ 1,100°C で鍛造することができるが、U量の比較的に多い鑄塊 No. 5 および No. 6 では鍛造加工性がかなり顕著に劣化し、Photo. 6 に示したように割れを誘発し、鑄塊 No. 6 では鍛造が不可能であつた。

9. 材力的性質

Table 5. Effect of uranium on mechanical properties of steel material.

Specimen No.	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (Hb)	Charpy impact value (kg-m/cm ²)
No. 2 (U:none)	36	54	28.4	62	147	14.8
	37	55	35.2	61	150	15.5 15.5
No. 3 (U:0.037%)	34	55	35.6	62	149	14.1
	36	55	34.8	62	150	15.2 14.5
No. 4 (U:0.063%)	35	54	34.4	63	148	12.1
	34	54	33.2	59	149	12.5 12.1



1: Specimen No. 2, U:none, reduction of area:about 90.
 2: Specimen No. 5, U:0.14%, reduction of area:about 90.
 3: Specimen No. 6, U:0.20%, cracked.

Photo. 6. Effect of uranium on forgeability steel.

鍛伸材 (減面率:約90) を 880°C で 1h 加熱したのち空冷し、引張り試験、衝撃試験ならびに硬度測定をおこなった結果を示すと Table 5 のとおりであり、材力的性質におよぼすUの効果はほとんど認められない。すなわち本試験の範囲内においては、U添加による炭素鋼の材力的性質の向上にはほとんど期待がもてない。

10. 鋼塊肌

鋼塊肌におよぼすUの影響について調査をおこなった結果によれば、U量が比較的少ない鑄塊 No. 3 および No. 4 はUを含まない鑄塊の表面肌と左程大きな相異は認められないが、U量の比較的が多い鑄塊No. 5 および No. 6 の表面肌は非常に悪く、横じわならびに捲込み欠陥がかなり認められた。

V. U鋼に関する所見

1. 放射線障害防止規則によるUの許容量

Uの比放射能は天然Uおよび減損Uともに約0.7μC/gであり、したがって比放射能という点から考えると両者ともほぼ同じであると考えてよい。

電離放射線障害防止規則 (昭和34年労働省令第11号) によれば、Uまたは Th は比放射能が 0.002μC/g、または総量が 100 μC 以上の場合にはこの規制の対象となる。したがってU鋼の場合には天然U、減損Uのいかんにかかわらず、(1) <0.3%U (<0.002 μC/g) 鋼の場合には全然規制を受けない。(2) 0.3%U 鋼の場合は鋼塊が 50 kg 以下であれば規制を受けない。また (3) 3.0%U 鋼の場合は鋼塊が 5 kg 以下であれば規制を受けないことになる。

一方 (1) 放射性同位元素関係の法令では、Uは同法令に記載されている放射性同位元素とは別個に取扱われているので、この法令ではUの使用に関しては規制をうけない。また (2) 核燃料物質関係の法令ではUを核燃料物質として使用する場合、その量が 300 g 以下であれば規制を受けない。すなわち核燃料物質関係の法令に準拠すれば、非核燃料物質たとえば製鋼用フェロ・アロイの形態でUを使用する場合には、その量については全然規制を受けないことになる。ただ問題は電離放射線障害防止規則であるが、この規則によれば、上記のように鋼中に添加し得るU量は比放射能で 0.002 μC/g、総量で 100 μC 以下であれば規制に触れないが、同規則ではあくまでも添加量のみを規制しているわけであり、Fe その他の元素による放射能吸収は考慮されていない。したがってU鋼の研究ならびに開発に際しては操業管理、保健衛生、安全管理上の立場からU使用規定を具体的かつ明確に打出す必要がある。

2. Uの脱酸力ならびに耐火材との反応

Fig. 4 に示したようにUはOに対する親和力が非常に強く、強力な脱酸元素としての性質を有しており、製

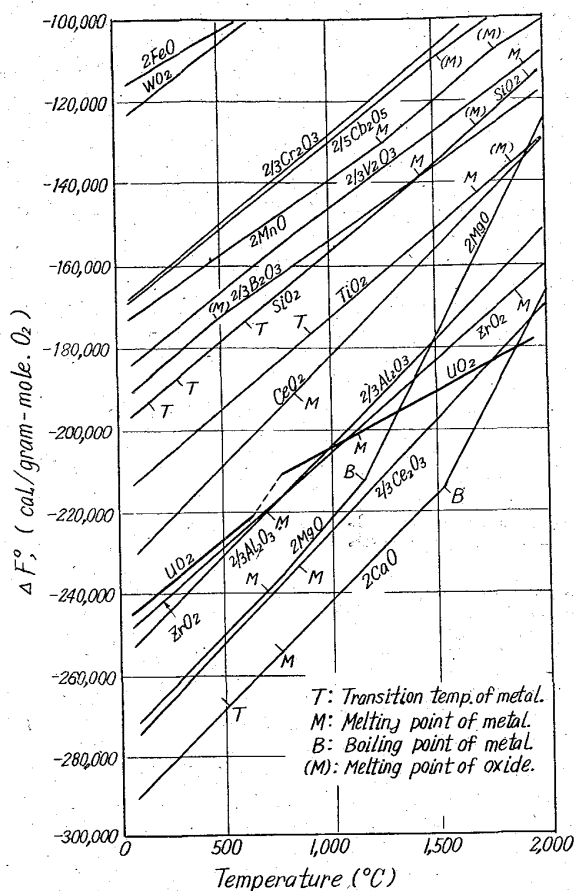


Fig. 4. Standard free energy change for formation of oxide, $2a/bM(s, l, g) + O_2 \rightarrow 2/b(s, l)MaOb(s, l)$. (K. NARITA's calcn.)

鋼温度下では MgO や Al₂O₃ でさえも容易に還元されると考えられる。この点を明らかにするため、MgO のつぼを用いて Ar 雰囲気中で純鉄約 500 g をとかし、フェロ・ウランを添加したのち、溶鉄を純鉄棒でよく攪拌し、フェロ・ウラン添加 5mn 後に石英管吸上法によつて分析試料を採取し、真空溶融法によつて O の定量をおこなつた。その結果の一例を示すと Fig. 5 のとおりであり、溶鉄中に U を添加すると溶鉄中の O 量はいつたん減少するが、U 添加量の増加とともにふたたび増加している。また同じ試料について溶鉄中の Mg を分光分析法によつて定量した結果によれば、U を含まない試料中には Mg の存在はほとんど認められないが、U を添加した試料中には Mg が存在しており、その量は U 添加量の多い試料ほど多くなつてい

いま溶鉄中における U の脱酸生成物が UO₂ であるとすれば MgO りつぼ内における Fe(l)-O-U 系の反応は (1) 式で示した U による溶鉄の脱酸反応と (2) 式で示した U による MgO 耐火材の侵食反応が同時に生起するものと考えられる。

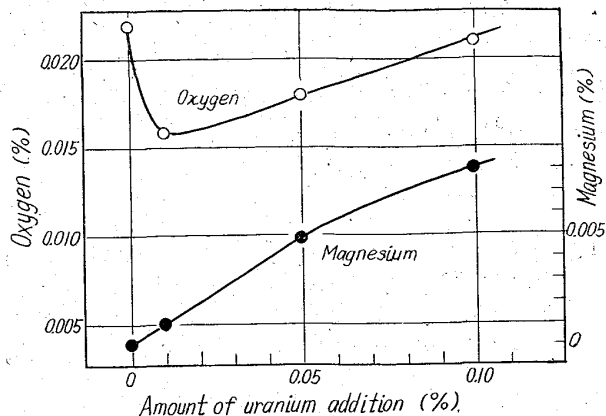
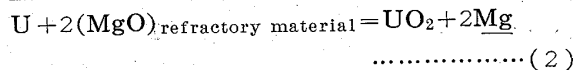
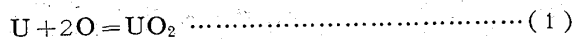


Fig. 5. Influence of uranium addition on amounts of oxygen and magnesium in molten iron.

Note. Experiment was carried out in magnesia crucible containing about 500 g molten iron at temperature of $1600 \pm 10^\circ C$, under argon atmosphere.



(1) および (2) 式の反応はいずれも脱酸生成物として UO₂ を生ずる反応であるが、前掲 Table 2 に示したように酸化ウランは比重が大きく溶鉄中に沈降し、溶鉄量の少ない本実験においては見掛け上 U の脱酸効果が認められなかったものと考えられる。また真空溶融法で定量した O 量は溶鉄中にとけている O と酸化ウラン型の O との和であり、したがつてこの分析値から U の化学冶金学的な脱酸力を評価することはできない。

以上の実験結果は小型のつぼを使用しておこなつた溶解実験の結果であり、溶鉄の量に比較して溶鉄と接触する耐火材の表面積が比較的大きく、したがつて U による耐火材の侵食は大型炉による溶解の場合に較べて顕著であることは当然であるが、U 鋼の溶製に際しては耐火材の侵食がかなり問題となるであろう。また溶鋼の大気酸化によつて溶鋼中の U が容易に酸化される。しかも脱酸生成物が U-O 系の酸化物である場合には、溶鋼中よりの分離機構もおのずから異なり、したがつて U の適正な存在状態における鋼中 U の歩留りについては問題がかなり複雑であり、今後の研究にまつべきところが大きいと考えられる。

VI. 結 言

本実験結果によれば、少なくとも 0.2% 以下の範囲においては、U は合金元素として炭素鋼の材質向上にはほとんど効果のないことを認めた。しかしながら製鋼にお

けるUの利用としては(1) UのOに対する親和力が非常に大きいこと、(2) 脱酸生成物の比重が溶鋼の比重よりも大きいこと、などを考慮して造塊方式を一部改良すれば、特殊脱酸剤あるいは清浄剤としての開発には大きな期待がもてると考えられる。

文 献

- 1) WILLIAM A. MORGAN, REGER D. McDONALD, GUSTAD P. CONTRACTOR: Canada Patent, No. 609013, Nov. 22 (1960).
- 2) S. L. GERTSMAN: Iron Age, Apr. 6 (1961),

p. 110~111

- 3) R. K. KNIGHT, D. K. FAURSCHE: "The Influence of Uranium Additions to Ferrous Alloys" The Physical Metallurgy Division in Collaboration with the Mineral Science Division, the Extraction Metallurgy Division, Eldorado Mining and Refining Limited and the Canadian Uranium Research Foundation (1962)
- 4) 成田貴一那須進: 鋼中のウランの定量法, 日本金属学会春期(第50回)講演会発表(1962年4月)

18-7 ステンレス鋼の諸性質におよぼす窒素の影響について*

岡本正三**・田中良平**・藤本六郎***

Influence of Nitrogen on Properties of 18-7 Stainless Steels.

Masazō OKAMOTO, Ryōhei TANAKA and Rokurō FUJIMOTO

Synopsis:

An experimental study was made on the influence of nitrogen content up to about 0.7% on the properties of 18%Cr-7%Ni stainless steels prepared by the high-pressure melting process in nitrogen atmosphere. Main results obtained were as follows.

1. It was necessary to heat for 1/2 h at 1200°C for the solution-treatment of the steels with high nitrogen concentration. Stability of austenite to martensite transformation was markedly increased with an increasing nitrogen concentration in the steels; both Ms and Md were lowered considerably with an increasing nitrogen content. The Ms of the lowest nitrogen steel 1Mn-0.04N was found to exist at about 60°C, and the steel solution-quenched was found to contain a considerable amount of isothermal component of austenite-martensite transformation at room temperature.

2. During ageing at temperatures between 700°C and 900°C, peculiar lamellar precipitates consisting of chromium nitride and austenite depleted in both chromium and nitrogen appeared around the austenite grain boundaries due to the so-called grain boundary reaction.

It was often found that the depleted austenite, formed by the reaction described above, transforms into martensite during cooling from the ageing temperatures.

3. The strength increased markedly with an increasing nitrogen concentration, but in the steel with low nitrogen content higher strength was often obtained than in the steels of medium nitrogen content due to the martensitization of unstable austenite in the former steels either by subzero-treatment, by cold-rolling or even by plastic deformation during tensile tests. A good combination of tensile strength and elongation or reduction of area, however, was found to be obtained especially in the steels with high nitrogen concentration.

4. It was found from the high-temperature tensile creep-rupture test at 700°C that the highest value is obtained at the nitrogen concentration around 0.32%, while the creep-resistance is deteriorated by the higher nitrogen concentration in the steels.

(Received 16 Mar. 1963)

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表 昭和38年3月16日受付

** 東京工業大学, 工博 *** 八幡溶接棒株式会社