

技 術 資 料

ウラン鋼に関する最近の話題

長谷川正義*・斧田 一郎**

Current Topics on the Potential Uses of Uranium in Ferrous Metallurgy.

Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA

最近鋼に対するウランの少量添加の影響が鉄鋼界の話題になつている。その理由は原子炉燃料として U-235 を濃縮した残りの U-238 を利用開発することによつて、間接に原子力発電コストの低下を期待すること、他方では従来ほとんど明かにされていない鋼中のウランの合金元素としての機能に興味をもたれるため、これらによつて余剰ウラン資源の非核的用途への利用を考えているわけである。

すでに欧米諸国では、米、加とくにウラン資源の豊富なカナダがこの問題に関して主導的な研究を行なつているが、予備的な報告によれば、微量のウラン添加により清浄鋼の製造、耐食性の向上、耐疲労、耐摩耗性の改良など、一連の興味ある結果が発表されたので、鉄鋼原料として急に多くの関心をもたれるにいたつた。

わが国でも 1961 年秋以来、日本学術振興会に「ウラン鋼特別研究会」を設け、各界共同でこの問題を基礎から応用の面に涉つて系統的に分担研究しているが、この研究には取扱、安全の問題、法規との関連なども含まれている。

本資料ではこれらの問題の現況と、最近の研究結果の概要を紹介したが、データは主として前記カナダの資料¹⁾によつたところが多い。ここに記して感謝の意を表する。

I. 緒 言

周知の通り、近年原子核燃料としての U 資源はやや生産過剰となり、また同時に濃縮 U 生産の副産物として生ずる U-238 の核原料物質 (fertile material) としての利用が進展しない現状から、U の非核的用途 (non-nuclear uses) の開拓が真剣に考慮されるにいたり、鉄、非鉄金属の合金元素、炭化物の利用、窒業、ガラス原料、サーメットなどに対する応用が研究されているが、なかならず鉄鋼への利用が量的にも最も大きな期待がかけられている。

従つて U 資源の潤沢なカナダや、U 濃縮処理の多い米国が数年来とくにこの問題に強い関心を示し、利用開発のための研究が行われているが、これに成功すれば、当然現下問題の原子力発電コストにも直接利益をもたらすこととなる*。

カナダにおける U 鋼の研究は、鉞山局が中心となつて推進しているが、以下にのべるように、すでに少量の U

添加によつて耐食性、耐疲労、耐摩耗、抗クリープ性などが改良されるという一連の興味ある結果が報告され、すでに工業的規模による 1 チャージ 数 10~数 100 t の平炉、転炉あるいは電炉鋼の溶解試験が行われ、一部市販も開始されているという。

わが国では、1961 年秋から日本学術振興会原子炉金属材料第 122 委員会の中には「ウラン鋼特別研究会」が設けられ、大学、研究機関、工場協同でこの問題の解明に着手し、その基礎から応用にいたる範囲に涉つて強力に研究を推進している。

鉄鋼の合金元素としての U の機能は、予測されるころでは、化学冶金学的には、

- (1) 強力な脱酸、脱ガス、脱硫作用のあること。
- (2) これらの反応生成物はとくに比重が大きいため、鋼塊底部に重力的に凝集しやういこと。

の 2 点であるが、製鋼反動的な基礎データは未だほとんど明かにされていない。

また物理冶金学的には、

* いうまでもなく、鉄鋼の合金元素としての効果は、U の同位体の種類、すなわち天然 U、劣化 U あるいは濃縮 U のいずれでも差異はない。

* 早稲田大学理工学部教授、
学振ウラン鋼特研主査、工博

** 早稲田大学理工学部大学院

Uの結晶構造が斜方晶系のごとき特有の結晶系を有すること。

(4) Fe に比していちじるしく大きな原子直径を有すること。

(5) 従つてこのような合金元素の作用は、金属物理学的に未知の領域であること。

などに基礎的な興味があり、さらに金属組織学的には、

(6) 前記(1), (2)に関連して非金属介在物の凝集あるいは清浄化作用。

(7) 強力な炭化物生成能に基づく効果。

(8) 窒素安定化(?)作用の利用。

(9) 脱硫または安定硫化物生成効果の応用。

(10) γ - および α -Fe に対する溶解度の差。

(11) 化学的抵抗性(?)の改善。

などに期待が寄せられ、これらを原因として、前記のごとき清浄鋼の製造や、種々の機械的性質の改善が予想されるものと思われる。

しかしUのこれらの効果も、実用上の点からは従来の他の合金元素——たとえば Mo, W, V, Nb, Ti, Zr など——と対比されても、なお利点があることが要求されるであろうし、また当然コストの問題も主要なファクターとなる。Uのコストは現在なお主に政策的に決定されるので、合金元素としての市場価格は不確定なものであるが、現在は一応 kg 当り 10,000 円程度で、かなり高価である。しかし純度、製造法など鉄鋼用添加剤として規定されれば、この値は大巾に低減されるものといわれている。

II. ウラン鋼の歴史的研究

合金元素としてのUの効果に関する断片的な研究は、歴史的には今世紀初頭より行われていて^{5)~8)}、実用の記録としてはドイツの砲身鋼、米国の高速度鋼などが知られているが、とくに発展した様子はない。これらの古い文献は数においてはかなりの量に達するが^{2)~4)}、しかしその主な研究は以下にのべる FOOTE²⁹⁾、POLUSHKIN¹⁷⁾、BENNEK²⁷⁾らのもの2, 3に過ぎない。

これらの研究を総合すると、(1)Uは鋼中で炭化物を形成すること、(2)脱酸性の強いこと、(3)焼入性を増大し、かつ耐焼戻性を与えること、(4)析出硬化のあること、(5)工具鋼、高速度の寿命が改善されること、などが挙げられていた。

1. フェロ・ウラン^{2)~4)}

戦前には少量ながらフェロ・ウランが米国で市販されていた。古い時代のフェロ・ウランの製法には多くの特許があるが^{3)~18)}、他のフェロ・アロイと同様テルミッ

トによる低炭素品⁹⁾¹⁹⁾、コークス還元による高炭素品が市販され^{11)16)~18)}、また Si で還元する Fe-Si-U 系合金¹⁷⁾¹⁸⁾や、Ni-U, Al-U 合金^{24)~26)}などもあつたようである(後出表9参照)。後にのべるように現在のU母合金は鉄鋼用としてとくに考慮されたものではないが、将来用途が確立すれば、これら古典的な安価な母合金製造技術が再び採用されるようになる。

2. 鋼の組織におよぼす影響

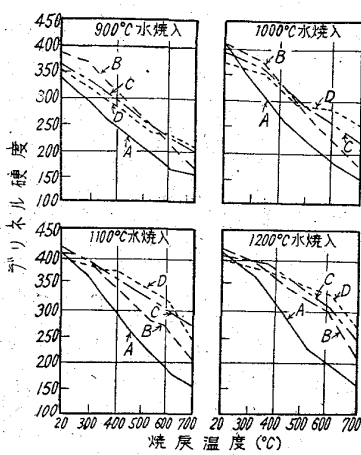
初期に POLUSHKIN¹⁷⁾¹⁸⁾ は U を添加した鋼の組織は均一で、偏析を認めないとしたが、その後 BENNEK-HOLZSCHEITER²⁷⁾ は鋼塊の U 偏析の著しいことを指摘した。

鋼の変態点に関する FOOTE²⁸⁾ の初期の研究では、U 2% 以上で Ar₁ 変態が低下すること、これに伴つて臨界冷却速度がいちじるしく低下し、急冷によりマルテンサイト組織を得ることなどが報告されたが、前記 BENNEK らはさらに詳細にその組織を研究した。すなわち C 0.1% の鋼については、(1) U量の増加とともに焼準組織のフェライト粒を粗大化するが、C量の増加に従つてこの傾向は減少すること、(2) U量の増加と共にパーライトの量を漸減し、U 2.5% に至つて全く消失するとともに、粗いフェライト粒の基地に UC₂(C:U = 1:10) を混在し、かつトルースタイト状の組織を介在する。(3) UC₂ は低Cの場合は、1000°C 以上に加熱しなければ基地に固溶しないが、高Cの場合は800°C 以上で溶解する。(4) CおよびU含有量が大きくなるに従つて、1000°C 以上の過熱がいちじるしくなり、粒界にある種の共晶組織を溶融晶出する欠点がある。しかし1100°C 以下ではU鋼は、過熱による結晶粒の粗大化は少いという。

焼入組織におよぼす影響について FOOTE は、0.46% C, 6.79% U の U 鋼を急冷した場合には、多角的なマルテンサイト状組織が得られ、炭化物は共析晶として粒界に析出するという。BENNEK-HOLZSCHEITER も C 0.1, 0.25, 0.8%, U < 2.5% の U 鋼を 800~1300°C より焼入れして、その組織、硬さをしらべた結果、いずれも完全なマルテンサイト組織が得られ、低C鋼でもフェライトは残留しないことを認めた。

POLUSHKIN¹⁷⁾¹⁸⁾の実験によれば、U鋼の組織中に認められる成分は、Fe との固溶体の他、UC, Fe₃C·U₂C₃, UC+Fe₃C, U₂C₃ などの炭化物または複炭化物があり、また U₃O₈ と考えられる介在物も存在するという。しかし当時これらの組織成分の同定は確定的なものではなかつた。

焼入性がUの添加によつて増大するという FOOTE の実験は、さきにもべた POLUSHKIN の結果と一致してい



A: 0.23% C, 0% U
 B: 0.23% C, 0.8% U
 C: 0.21% C, 1.4% U
 D: 0.29% C, 2.15% U

図 1 U鋼の焼戻温度と硬度 [Bennek & Holzscheiter]

焼戻性が大である。この原因はいうまでもなく、焼戻温度で固溶する炭化物の量は高温ほど大であること、およびその析出は高い焼戻温度で行なわれることに基づくものである。しかしオーステナイトに固溶する UC₂ の量は余り多くない。この耐焼戻性は 0.1~0.3% C では明らかに認められるが、高炭素 (0.8% C) の場合は消失する。なお U の炭化物は切削性を改善し、焼戻 U 鋼では剪断抵抗の減少を認めたという。その他 1940 年以降にも鋼の焼戻性に対する効果をねらった英国の特許⁵¹⁾⁵²⁾などもある。

3. 鋼の機械的性質におよぼす U の影響

POLUSHKIN¹⁷⁾によれば、C 0.25~0.45% の鋼では U % の増加とともに比例限、引張強さを増し、伸びを減ずる。U 添加は調質鋼に有効であるが、その限度は 0.6%

る。俵(信)²⁹⁾によれば、U は少量の間は W と同程度に鋼の臨界冷却速度を小とするが、0.6% を限度として、それ以上ではかえって増大するという。BENNEK らは焼戻鋼について、さらに焼戻温度と硬さの変化を測定した。図 1 はその結果の一例である。これによれば 900~1200 °C の焼戻温度では高温焼戻の方が耐焼

戻である。しかもこの U の改良効果は他の元素によつて代替できる程度であるとした。この調質 U 鋼の機械的性質の一例を表 1 に示した。

GILLET & MACK³⁰⁾の Ni-Si 鋼に対する 0.5% 以下の U の影響に関する研究は表 2 に掲げた通りで、この場合も U の添加は機械的性質の改善にはほとんど効果が認められない。しかし FOOTB²⁸⁾の実験では、U 鋼は焼戻硬度が大で、しかも脆性が少く、この点他の炭化物生成元素に優り、従つて U の添加は低温焼戻鋼の硬さと靱性の附与に相当であると結論した。なお Ni の添加は U のこの作用を強化するので効果があり、従つて Ni-U 鋼はとくに衝撃抵抗、疲労強さが大であるという。そのほか U の少量の添加 (U < 0.22%) は合金鋼の引張強さおよび弾性限を改善するとのべているものもある³¹⁾。

BENNECK らは前記試料 (C 0.1 および 0.23% の低炭素鋼) を 1100°C 水冷して、その焼戻性能曲線を示したが、一般に低 U 鋼では焼戻れ状態の引張強さは炭素鋼と同程度で、伸び、絞りがいずれも 2~3 倍を示し、衝撃値には大差がなかった。高 U 鋼では引張強さ、降伏点の減少は普通鋼に比し極めて少いという点はさきのデータと同一の傾向を示している。

実用鋼として U 添加の好影響をねらった数件の古い特許があり、とくに耐熱、耐熱疲労、耐摩耗性の改良を強調し、バルブ鋼³²⁾、高温用合金鋼³³⁾、ダイブロック用鋼³⁴⁾また析出硬化を利用した強靱鋼に関する特許^{35)~36)}も多いが、データはいずれも研究論文として明かにされていないし、上に示したデータからも鋼の機械的性質についての系統的結論は得られなかった。その他の古い特許¹⁸⁾¹⁹⁾や、文献^{37)~45)}については、とくに重要な記述はない。

表 1 調質 U 鋼の機械的性質 [POLUSHKIN]

化学成分 (%)				焼戻温度 (°C)	焼戻温度 (°C)	降伏点 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)
C	U	Mn	Si						
0.25	0.28	0.80	0.39	850	300	114	130	13.5	54.4
0.72	0.53	0.54	0.75	790	500	116	132	12.5	31.1

表 2 Ni-Si-U 鋼の機械的性質 [GILLET & MACK]

試料	化学成分 (%)					熱処理	降伏点 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル硬度
	C	Si	Mn	Ni	U						
1	0.43	1.30	0.90	3.00	0.34	800~840 °C 加熱 空冷	94	129.5	6	13	290
2	0.45	1.05	0.75	3.00	0.36		164.5	169	3	8.5	315
3	0.63	1.20	0.84	3.00	0.37		118.5	123.5	0.5	2.5	305
4	0.45	2.42	0.70	2.92	0.52		(圧延中に破断)				
5	0.40	1.45	0.84	3.10	—		68	94	18.5	52	265
6	0.49	2.20	0.94	3.05	—		76	109.5	14.5	41	315

4. その他の影響

上記のUの炭化物生成能は高速度鋼の合金元素としての利用を予想させるので、この点に関する特許^{10)~12)46)47)}が多いが、使用の実績は不明である。実験としては MATHEWS⁴⁸⁾は高速度鋼へのU添加は耐熱性を増すから、工具の寿命を延長すると述べている。またUの炭化物は他の金属の炭化物に比し、 γ -Fe中に溶解しやすいから、焼入状態で炭化物の析出が少く、従つて焼戻に際して多量のマルテンサイトを生成し二次硬化を増すという。FOOTE²⁸⁾、GILLETT-MACK³⁰⁾⁴⁴⁾も同様高速度鋼への添加の有効なことを報じている。

また炭化物の安定化を予想して、オーステナイト・ステンレス鋼への利用を提案した特許⁵³⁾も見られるが、詳細は明かでない。

強磁性合金へのU添加に関する同じく米国特許⁵⁴⁾では、とくにUの脱酸によつて性能が改善されるものとしているが、これらも今後の研究課題であろう。

UはTiと同様Nとの結合力が強いから、脱窒剤として作用するとも考えられるが、これについては研究されていない。前記 GILLETT-MACK の認めたU鋼中の特殊な介在物は恐らく窒化物ではないかと思われる。溶接の際におけるNの挙動に対するUの効果について研究した^{2, 3}の文献⁴⁹⁾⁵⁰⁾⁵⁹⁾⁶⁰⁾によれば、Nの安定化に強い影響を与えるという点は明らかにされなかつたが、これらの実験から溶接部に認められる薄紅色の組織は U_2N_2 であること、Uの酸化物の減少に伴つてこの組織成分が現われることなどが知られた。窒化におけるUの影響も佐藤⁵⁵⁾によつて実験された。なおUの脱酸性に関しては、BURGESS & WOODWARD⁵⁶⁾がこれを認めている。

鉄鋼に対するUのセメンテーションについては、LAISSUS⁵⁷⁾の研究があり、フェロ・ウラン粉末で0.15% C軟鋼を2.5~10h、600~1100°Cで処理して、その試料について耐食試験を行い、 HNO_3 に対する耐食性の改良されることを認めている。

鑄鉄に対するUの作用は、ほとんど報告されていないが、既述の鋼えの作用から予想し得る点もある。古い特許⁵⁸⁾はあるが、その後のFOOTE⁶¹⁾の実験によれば、Uは鑄鉄に対してなら工学的に有利な影響はないとしている。ちなみにROLL⁶²⁾によればUは鑄鉄の黒鉛化を促進する元素に属するという*。

以上主として1950年以前の古典的文献について概観した。次章以降にのべるいわゆる最近のU鋼に関する話

* 鑄鉄に関する事項は本稿では省略したが、カナダの最近の研究はBUHR⁶³⁾によつて報告されている。

題は、結局これらの古い文献の結果をさらに系統立てて再検討しているものではあるが、Uに関する基礎データや実験技術がすでに豊富に準備されているので、今後の研究データは十分信頼し得るものと期待している。

III. ウランの冶金学的性質

周知の通りUは非常に活性な元素で、多くの元素と結びつく。非金属元素、とくに鋼中で問題となるO、C、N、Sなどと容易に化合し、これが製鋼反応上重要な性質を与える。参考のため表3に金属Uの主要な物理的性質を示した⁶⁴⁾。

1. ウラン-酸素

表3 ウランの物理的性質

α -U	~668°C $a_0=2.8541 \text{ \AA}$ $c_0=4.9563 \text{ \AA}$	斜方格子 $b_0=5.8692 \text{ \AA}$
β -U	668~774°C $a_0=10.759 \text{ \AA}$	正方格子 $c_0=5.656 \text{ \AA}$
γ -U	774~1132°C $a_0=3.525 \text{ \AA}$	体心立方格子
溶融点	1132±1°C	
沸騰点	3818°C	
比重 (g/cc)	α -U 19.04 β -U 18.11 γ -U 18.06	
線膨脹係数 (α -U, 25~300°C)	a (100) 23±3 b (010) -3.5±2 c (001) 17±2	
電気伝導度 (Ωcm) ⁻¹ , 25°C	3.5~4.0×10 ⁻⁴	
熱伝導度 (cal/s/cm·°C)	60~70×10 ³	
比熱	6.612 cal/°C mol	
溶融熱	4.7 kcal/mol	
昇華熱	106.7 kcal/mol	
エンタルピー (25°C)	1521.4 cal/mol	
エントロピー	11.99±0.02 cal/°C mol	
硬さ	焼鈍 ロックウエルB 82 ブリネル 150 冷間圧延 ロックウエルB 100~110 ブリネル 250~350	
降伏点 (kg/mm ²) 抗張力 (kg/mm ²)	焼鈍 17.5 冷間圧延 11.0 焼鈍 65~95 冷間圧延 120~140	
伸び (%)	焼鈍 13.5	

表4 UO₂, UC, UN の諸性質 [FAURSCHEU]

化合物 性質	UO ₂	UC	UN
結晶構造	螢石型立方晶 $a_0 = 5.4691 \pm 0.005 \text{ \AA}$	NaCl 型面心立方晶 $a_0 = 4.961 \text{ \AA}$	NaCl 型面心立方晶 $a_0 = 4.880 \pm 0.001 \text{ \AA}$
密度	10.96 g/cm ³	13.63 g/cm ³	14.32 g/cm ³
溶融点	—	2350°C	2630 ± 50°C
生成熱 ΔH°_{298}	-259.2 kcal/mol	-20 kcal/mol	-80 kcal/mol
生成エントロピー ΔS°_{298}	-42.4 cal/mol	-3.70 cal/mol	-17 cal/mol
生成自由エネルギー ΔF°_{298}	-122,400 cal/mol	-18,900 cal/mol	-75,000 cal/mol

表5 1500°C における酸化物の生成自由エネルギー

反応	ΔF°_{1500+} cal/g atom O ₂	自由エネルギー式	文献
1/2Mn + 1/2O ₂ → 1/2MnO ₂	-60,600	$\Delta F^\circ_{1500-2051^\circ\text{K}} = -95,400 + 19.62T$	67)
1/2Si + 1/2O ₂ → 1/2SiO ₂	-65,500	$\Delta F^\circ_{1770-1793^\circ\text{K}} = -108,785 + 24.40T$	67)
2/3V + 1/2O ₂ → 1/3V ₂ O ₃	-68,900	$\Delta F^\circ_{298-1995^\circ\text{K}} = -103,400 + 19.45T$	67)
1/2Ti + 1/2O ₂ → 1/2TiO ₂	-72,000	$\Delta F^\circ_{298-2080^\circ\text{K}} = -108,750 + 20.7T$	68)
1/2Zr + 1/2O ₂ → 1/2ZrO ₂	-89,000	$\Delta F^\circ = -128,000 + 22.0T$ (製鋼温度)	69)
2/3Al + 1/2O ₂ → 1/3Al ₂ O ₃	-89,500	$\Delta F^\circ_{930-2318^\circ\text{K}} = -128,750 + 22.15T$	67)
1/2U + 1/2O ₂ → 1/2UO ₂	-92,200	$\Delta F^\circ_{1500} = -129,000 + 22.1T$	70) 71)

表6 窒化物の熱力学的性質 [TRIPLER, SNYDER & DUCKWORTH]

窒化物	ΔF°_{298} (cal/g atom N)	ΔH°_{298} (cal/g atom N)	ΔS°_{298} (cal/(g mole) (°K))	ΔF°_{1773} = $\Delta H^\circ_{298} - T\Delta S^\circ_{298}$ (cal/g atom N)
VN	-34,500	-40,800	-21.0	-3,600
AlN	-56,300	-64,000	-25.8	-9,300
BN	-29,700	-33,500	-12.9	-10,600
TaN	-52,200	-58,100	-19.9	-22,800
NbN	-55,000	-59,000	(-20)	(-24,000)
LaN	-64,700	-72,100	-25.0	-27,800
TiN	-73,600	-80,400	-22.8	-40,000
ZrN	-75,300	-82,200	-23.2	-41,000
UN	-75,000	-80,000	-17	-50,000

KATZ-SEABORG⁶⁵⁾, RABINOWITCH⁶⁶⁾ によれば U-O 系平衡状態図において U 側から UO₂ のできる区域では α-U と UO₂ の 2 相で, UO は高温で生成する. そのほか UO_{2.25}, U₃O_{8-x}, U₃O₈ などの酸化物が存在するが, 鋼中における酸化物は UO₂ のみと考えるよいであろう. なお UO₂ に関する熱力学的データを表 4 に示した. なお表 5 の酸化物の生成自由エネルギーを比較すると UO₂ が最も大きいことがわかる. この場合 U と O の化学量論比は 7.44 : 1 である.

2. ウラン-窒素

ROUGH, BAUER⁷²⁾, HAMPEL⁷³⁾ によれば UN, U₂N₃, UN₂ の 3 つの化合物があるが, U₂N₃, UN₂ は 700~800°C 以上で UN に変化するので, 鋼中では UN について考えればよいと思われる (表 4 参照). また表 6 に

TRIPLER その他⁷⁴⁾ による金属窒化物の熱力学的データを比較した. UN の化学量論比は 17 : 1 で, 0.004% の N を含む鋼は 0.068% の U で理論上すべて UN となる.

3. ウラン-水素

UH₃ は 225~250°C で生成されるが⁷⁵⁾, 高温では分解する. 650°C の結果から求めた解離圧式によれば, 1 atm に達するのは 1031°C である. また KATZ, RABINOWITCH⁶⁶⁾ によれば UH₃ は結晶構造は立方晶で, 密度は 10.91 g/cm³, 生成熱は -30,400 cal/mol である.

4. ウラン-硫黄

硫化物としては US, U₂S₃, US₂ が知られているが, EASTMAN その他⁷⁵⁾ によれば SU が最も安定であるから, 鋼中の化合形態はこれであろう. (表 7 参照).

表7 ウラン硫化物の性質⁶⁹⁾

硫化物	溶融点 °C	密度 g/cc	結晶形	結晶構造	格子定数 Å		
					a ₀	b ₀	c ₀
US	>2000	10.87	立方晶	NaCl 型	5.484	—	—
U ₂ S ₃	>2000	8.81		Sb ₂ S ₃ 型	10.64	10.41	3.89
US ₂	1850	7.90		PmNb 型	4.22	8.45	7.90

表8 種々の炭化物の生成自由エネルギー

反応	ΔF° (1500°C) (cal/g atom O ₂)	自由エネルギー式	文献
3Fe+C→Fe ₃ C	-1,830	$\Delta F^\circ_{1115-1808^\circ K} = 2,475 - 2.43T$	79)
3Mn+C→Mn ₃ C	-2,310	$\Delta F^\circ_{1000-1193^\circ K} = -5,240 + 1.65T$	79)
2Mo+C→Mo ₂ C	(-6,700)	$\Delta F^\circ_{273-1273^\circ K} = -6,700 + 0.0T$	79)
Si+C→SiC	-9,240	$\Delta F^\circ_{1683-2000^\circ K} = -24,100 + 8.33T$	79)
V+C→VC	-9,670	$\Delta F^\circ_{298-2000^\circ K} = -12,500 + 1.6T$	79)
W+C→WC	(-8,400)	$\Delta F^\circ_{298} = -8,400$	79)
U+C→UC	(-13,400)	$\Delta F^\circ_T = \Delta H^\circ_{298} - T\Delta S^\circ_{298} = -20,000 + 3.70T$	72)
U(liq)+C→UC	-15,610	$\Delta F^\circ_T = -22,440 + 13.13T \log_{10} T - 2.46 \times 10^{-3} \times T^2 + 0.35 \times 10^5 T^{-1} - 33.50T$	74)
Ta+C→TaC	(-26,200)	$\Delta F^\circ_T = \Delta H^\circ_{298} - T\Delta S^\circ_{298} = -38,500 + 1.3T$	80)
Zr+C→ZrC	-36,500	$\Delta F^\circ_{298-2273^\circ K} = -36,500 + 0.0T$	79)
Ti+C→TiC	-39,000	$\Delta F^\circ_{1150-2000^\circ K} = -44,600 + 3.16T$	79)

UとSは大きな親和力を持ち、1500°CのMnSの自由エネルギーがS 1g 原子当り -45,000 cal であるのに対し、USは-90,000 cal である⁷⁶⁾。従つて鋼に固溶するS量の低下が期待される。なお化学量論比は7.5:1である。

5. ウラン-炭素

Uの炭化物は鋼中においても、W、Moなどの炭化物と同様に有効な化合物である。ROUGH, CHUBB⁷⁷⁾によればUはUC、U₂C₃、UC₂の3種の炭化物をつくるが、このうちUCが最も安定で、鋼中の炭化物はほとんどこれであろう(表4参照)。U₂C₃は立方晶で1800°Cまで安定であり、またUC₂は正方晶でCaCl型の構造を持ち、2400°Cで溶ける。表8の生成自由エネルギーを比較すると、TiやZrほど炭化物生成能は強力でない。UCが形成されるとオーステナイトに溶けるCの量を減ずるが、化学量論比は20:1で、0.01%のCが0.20%のUと化合する割合である。

IV. ウラン鋼の溶解

1. ウラン鋼の溶解, 添加法

Uは容易に酸化されるので、溶湯に添加する時は大気との接触をさけ、同時に歩留を上げるためにも、溶湯の完全脱酸が必要である。工業的規模で行う場合のUの添加は、転炉、平炉、電気炉いずれの場合も出鋼中、または取鍋中に行われるが、造塊中のインゴット・ケースに添加する例もある⁸¹⁾。いずれの場合もMn、Si、Alなど

で十分予備脱酸した後、最後にUをAl箔で包んで添加するが、湯量に従い1~20lb ずつ分けて添加した方が効果的であるという⁸¹⁾。これは金属U、フェロ・ウランなどの母合金はいずれも鉄より比重が大きいため、そのまま投入しても下部へ沈下する傾向があるからである。しかし誘導炉を用いる場合はその攪拌作用を利用するため、炉中添加を行うのもよい。小さな取鍋を使用する場合は、Al箔に包んだ母合金を鉄棒にしぼりつけて突込み攪拌する。いずれの場合も重力偏析に注意して添加方法を定めることが必要である。

添加するUの形態は金属Uか、フェロ・ウラン、Si-U、U-Al-Fe、U-Si-Feなどの合金であるが、現在は主として金属U、フェロ・ウランが用いられている。いずれも溶融点は1130°C以下である(表9参照)。形状はフェロアロイの場合ほとんど塊状ないし粒状である。しかし母合金の組成や製法については、現在必ずしも十分検討されていないから、今後製鋼用原料として許容される不純分や、コストの点が考慮されるようになれば、他のフェロアロイに近い製法、組成のものが有利となろうし、また比重、偏析、介在物などのデータから最適組成が決定され、複合金合金がつくられる可能性がある。わが国では現在三菱金属鉱業⁸²⁾⁸⁴⁾の市販品があり、また米、加の製品を輸入して試験している工場もある。

2. 歩留および偏析

Uの歩留は脱酸の程度で左右されるばかりでなく、ばらつきが大きく40~80%と変化するが、平均70~80%

表 9 市販U母合金の組成例⁸³⁾⁸⁴⁾

	U (%)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Others (%)
古 い 時 代	31.7	0.85	2.45	0.11			Fe Bal.
	25~30	< 1	< 2		< 0.1	< 0.1	Fe Bal.
	40~70	< 2	0.75				0.5 V
	86.4	5.1	2	0.12	Al 2.6	Cr 0.2	Fe Bal.
現 在	54.4	5	12				Fe Bal.
	45	6.5					Fe Bal.
	89						11 Fe
	55						45 Fe
	97						3 Si
80						20 Al	
50						50 Al	
50						50 Fe	

である⁸⁴⁾。Uの歩留はC量の増加に従って上昇する傾向があり、BUHR & BELL⁸¹⁾によれば 0.20% C では 10 溶解の平均 60%，0.20~0.40% C では 30 溶解の平均 64%，0.40~0.60% C では 7 溶解の平均 69% であつた¹⁰²⁾~¹⁰⁴⁾。しかしU添加の効果は、必ずしも total U分析値の増加を目的とするわけではない。

Uの偏析は化学分析、オートラジオグラフによつて明らかに示すことができる。Uの分裂生成物はβ線を放射するから、X線またはオートラジオグラフ用乾板を感光させることができる。一般に鋼塊を中心線に沿つて切断し、この面をよく研磨してセロイジン、ゼラチンなどの薄膜をつけた後、コンタクト法によつて乾板を密着させて1~2日冷暗所(5°C)で感光させ、これを現像すればUの偏析を見出すことができる。しかし定量的には化学分析によらねばならない⁸¹⁾。

Uの偏析は多くの場合認められるが、研究室規模の50 mmφ以下の小鋼塊の場合は、凝固速度が大きいため重力偏析は少なく、全体に分散した雲状の微少偏析となる⁸¹⁾。しかし工業的な大鋼塊の場合は、凝固速度が比較的小さいので下部へ偏析しやすい。しかしGERTSMAN⁸⁵⁾によれば、U鋼の偏析は適当な処理、例えば Zr の併用などによつて、すでに解決されているという。

3. マクロ組織およびサルファープリント

U鋼のマクロ組織に関しては BUHR & BELL⁸¹⁾による工業的規模のインゴットについての研究があるが、高尾ら⁸⁶⁾によれば、0.063% U 以下の比較的Uの低い鋼塊ではほとんど収縮孔は認められないが、0.14% U以上の鋼塊では収縮孔がU量とともにいちじるしくなり、また柱状晶も長くなるとしている。

サルファープリントはU添加により感度が低下し、S量が減少していないにもかかわらず、希酸に溶けない硫

化物の析出のため、低U鋼では精度のあるサルファープリント組織を得ることができないという⁸⁶⁾。また CONTRACTOR¹⁰⁸⁾によれば 2% H₂SO₄ を用いたサルファープリントではほとんど反応しないという。

4. 非金属介在物

化学分析によつて偏析部分はU、O不溶性 Al に富み、ある場合にはNも高いことが解つた。BUHRら⁸¹⁾による研究結果を図2、表10に示した。U量が増加すると酸に不溶性のUは増加する傾向にあるが、C量との関係はないようである。しかし偏析のない部分

には O、N が低いため介在物は少く、清浄である。従つて適当のU処理によつて介在物を鋼塊底部に重力的に偏析させ、これを切りすてれば、鋼塊はいちじるしく清浄性を増加し、これをつくつた軸受鋼は極めて寿命の永いものが得られるとの報告がカナダで発表され⁸⁵⁾、この点に多くの関心が寄せられている。

なお著者ら⁸⁹⁾の小鋼塊のデータでは、U量とともにJIS A 系介在物は減少し、B 系は変化なく、C 系は増加する傾向を認めた。

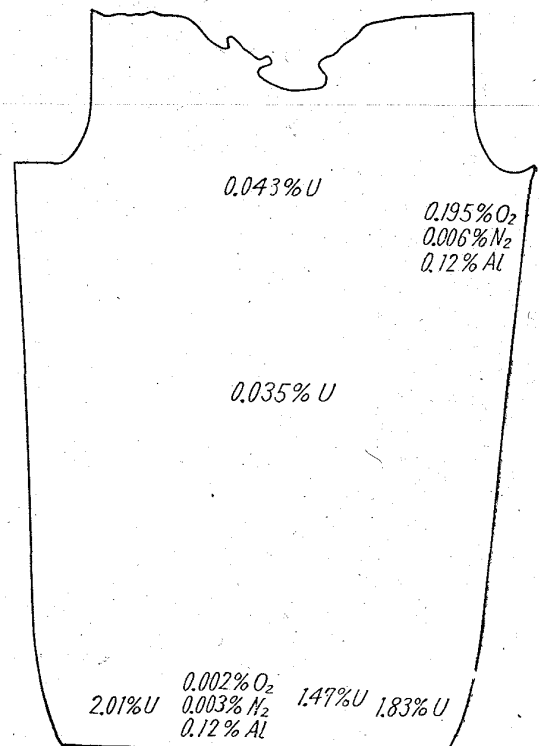


図 2 350 lb 鋼塊の U, O, N の偏析 [BUHR & BELL]

表10 350 lbs 鋼塊の偏析部分と非偏析部分の分析結果* [BUHR & BELL]

ウラン添加形態	全 U (%)			酸に不溶 Al (%)		全 O (%)		全 N (%)	
	スプーン分析	非偏析部	偏析部	非偏析部	偏析部	非偏析部	偏析部	非偏析部	偏析部
80% U-Al**	0.059	0.031	2.14	<0.001	0.014	0.0012	0.154	0.003	0.003
〃	0.059	0.041	0.44	0.001	0.014	—	—	—	—
〃	0.082	0.045	1.44	0.001	0.03	—	—	—	—
〃	0.093	0.041	1.36	<0.001	0.038	—	—	—	—
50% U-Al	0.145	0.040	1.77	<0.001	0.03	0.002	0.195	0.003	0.006
50% U-Fe	0.080	0.057	0.41	—	—	0.0016	0.077	0.004	0.005
〃	0.060	0.048	1.51	<0.001	0.014	0.0012	0.154	0.003	0.003
金属ウラン	0.078	0.043	0.82	<0.001	0.015	0.002	0.045	0.0025	0.004
〃	0.084	0.046	0.65	—	—	0.003	0.095	0.003	0.002
〃 ***	0.11	0.082	1.24	<0.001	0.001	—	—	—	—
〃 ****	0.11	0.093	0.26	—	—	—	—	—	—

* C, Mn, Si, P, S, Cr, Cu, 酸に可溶の Al の偏析はなし。

** 80% U-Al はウランとアルミの微粉を混ぜ、団子状としたもの。

*** シリコンキルド炭素鋼 Si=0.31%

**** AISI 52100 鋼, C=1.00% Cr=1.72%

なお介在物が UO_2 , UN, US のごとく単独で存在することは少く、組織検査によつて U(C, N), U(O, C, N) のごとき複雑な化合物を形成するようであるが⁸⁷⁾¹⁰⁶⁾, 介在物組成の同定などについての基礎的研究は未だ発表されていない。複化合物と思われる組織を写真 1, 2 に引用した。

5. スクラップの脱ウラン

U を含むスクラップが再循環した場合、普通鋼がある程度汚染され、この鋼が万一放射能測定器、写真用器具などに使用され、あるいは人体に対する影響を考慮する必要が生ずるか否かについて、A.E.C. の行なつた U スクラップの販売に関する勧告によれば⁸⁸⁾⁸⁹⁾, U は再溶解によつてほとんどスラグ中に移行し、高度に汚染されたスクラップを 100% 使用しても、残留量は普通鋼の平常 U 含有量の 10 倍より少いであろうことを確めた。従つて健康上、工業上の障害は問題とならず、鋼製品への影響もほとんどないことが報告されている。またカナダで行なつた脱ウランの研究によれば⁸¹⁾¹⁰⁵⁾, U はわず

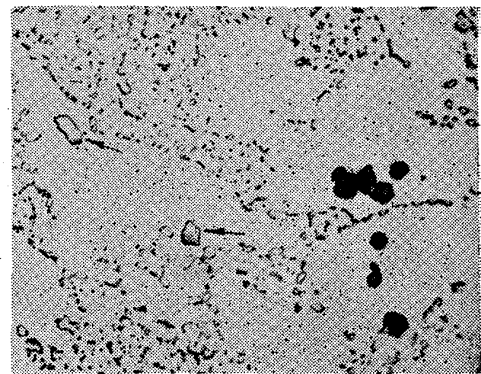


写真 2 0.38% C 0.25% U
2% ナイタル ×1000
黒色塊状 UO_2 ⁸⁷⁾
矢印 U (O, C, N),
U (C, N)

かに鋼中に残留するが、多くは酸化過程でスラグ中へ移行することがわかつた (表 11 参照)。

6. ウラン鋼の加工性

U 鋼の熱間加工性について高尾ら⁹⁰⁾は 0.29% C, 0.20% U 以上の鋼は赤熱脆性を示し、加工性がいちじるしく低下し破壊したことを報告しているが、これは後述の Fe-U 系平衡状態図からも解るように、1080°C 以上では融体が晶出するためと考えられる。CONTRACTOR⁸⁷⁾によれば赤熱脆性を起した鋼種は 0.09% C 鋼では 0.576% U 以上、0.35% C 鋼では 0.38% U 以上であつたという。また KNIGHT ら⁹¹⁾の研究によれば、AISI 403 鋼に 1.21% U を添加した場合は熱間加工性がいちじるしく低下したが、S を添加した快削鋼では U は S を安定化し Fe_2U の生成を阻止するため、熱間加工性は良好であつたという。

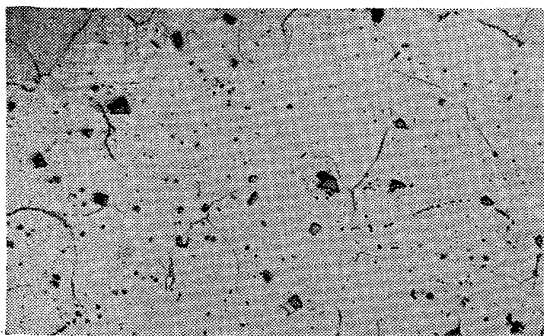


写真 1 0.06% C 0.34% U
5% ナイタル ×280
立方晶の介在物⁸³⁾

表11 電気炉溶解による溶湯中の脱ウラン [BUHR & BELL]

時 期	二重スラッグ鉄鉱石投入		一重スラッグ鉄鉱石投入		二重スラッグ酸素吹精		一重スラッグ酸素吹精	
	U %		U %		U %		U %	
	スラッグ	金 属	スラッグ	金 属	スラッグ	金 属	スラッグ	金 属
溶け落ち 沸騰直後 出 鋼	0.077	0.059	0.99	0.006	1.34	0.009	1.98	0.054
	1.58	0.009	1.20	0.0008	1.24	0.0035	1.81	0.00085
	0.28	0.005	1.13	0.0012	0.22	0.0012	1.18	0.0068

著者らの経験では⁸⁸⁾, 0.06% C, 0.34% U 鋼が鍛造により破断したが, 比較的低温で注意して鍛造すれば0.20% C, 0.73% U 鋼でも十分加工できた. 1080°C に共晶点があるので, 熱間加工開始温度はできるだけ低くすれば, さらにU量の高い鋼種でも可能であろう.

また冷間加工においては普通鋼となら差異はないと考えられるが, 冷延材の工業的規模での研究はまだ報告されていない.

V. 平衡状態図および変態点

Uは原子直径が大きく (1.421 Å), また α-U は金属元素としては異常な斜方晶をしめし, 660°C 以上のβ-U は複雑な正方晶をなし, また 770°C 以上で生成する γ-U は体心立方晶である. このため他金属に対する溶解度は一般に少ない. すなわち表 12 はUと他金属元素との作用を示したものであるが⁸⁵⁾, 固溶体を形成する元素は少ない.

Fe-U 系平衡状態の研究は GORDON & KAUFMAN⁹²⁾, GROGAN & CLEWS⁹³⁾ によつて行われているがここでは前者を引用し図 3 に示した. この系には Fe₂U, FeU₆ の2つの金属間化合物が存在するが, 鋼においてはFe₂Uのみが問題となる化合物である. Fe₂U は ε 相と呼ばれ溶融点1235°C, KATZ & JACOBS⁹³⁾によれば面心立方晶で a₀=7.061 Å, 密度は 13.19 g/cm³ である. Fe₂U は Al₂U, Mn₂U, Co₂U と同形の構造をもっている. 原子

表12 ウランと他金属元素との挙動

[KATZ & SEABORG]

挙 動	金 属 元 素
固溶体を形成し金属間化合物を形成しない.	Mo, Nb, Ti, Zr
金属間化合物を形成する.	Al, Au, Be, Bi, Co, Cu, Fe, Ga, Ge, Hg, In, Ir, Mn, Ni, Pb, Pd, Pt, Sn, Tl, Zn
固溶体も金属間化合物も形成しない.	Ag, Ca, Ce, Cr, La, Mg, Na, Nd, Pr, Ta, Th, V, W

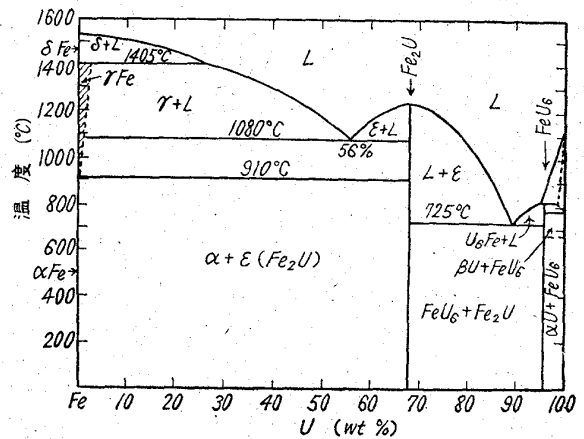


図 3 鉄-ウラン系平衡状態図

[GORDON & KAUFMAN]

直径の大きいこと, また 770°C 以下の β-, α-U は非金属性が強いことなどから, α-Fe に対しては溶解度はなく, δ-Fe に対しても同様であるという. γ-Fe には 0(910°C)~2%(1405°C) まで連続的に溶解するといわれるが, この点もお明らかでない.

1~2% の U を含む合金の凝固においては, γ-Fe 中に溶ける U の量が温度とともに減少し, γ-Fe が U に富んだ液体と共存できる範囲があるので複雑なものとなる. 1405°C では δ-Fe と液体とが完全にオーステナイトに変態する. しかし一般の冷却速度では U に富んだ液体が 1405°C 以下まで残り, 1080°C までおよぶ. この場合はオーステナイトの粒界に沿つて凝固する. またゆつくり冷却してもオーステナイト中から U を析出し, 1080°C 以下で粒界に Fe₂U が生成される. 粒界の共晶組織を写真 3 に示した. この Fe₂U のために赤熱脆性を起すといわれているが Fe₂U は α-Fe の粒界にこまかく分散しており, これが機械的性質を左右することは重要なことである.

Fe-C-U 3 元系に関する詳細な研究はなく, わずかに Battelee Memorial Inst.⁹⁴⁾ で行なつた 1000°C における組織図が発表されている. (図 4 参照) 1000°C においても UC は安定であり, かなりの領域をもつ. しかし Fe₂U を現出する領域は非常に小さく, これは U と C 量によつ

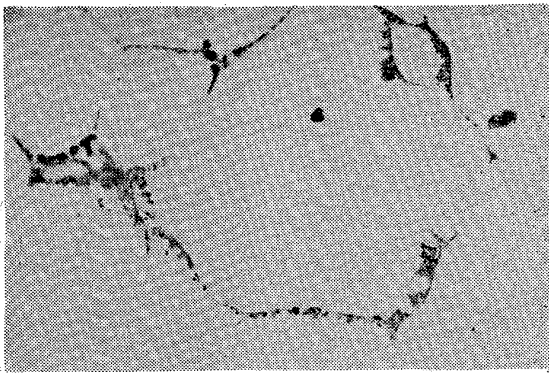


写真 3 0.10% C, 13.5% Cr, 1.21% U
腐食せず ×1000
粒界の Fe₂U/Fe 共晶⁹¹⁾ (4/5)

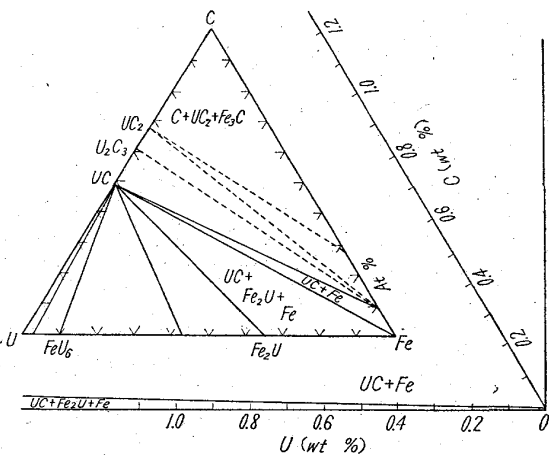


図 4 1000°C における Fe-C-U 系 3 元平衡状態図
[Battele Memorial Inst.]

て相対的にきまる。UC はかなり高温で安定に存在するため、 γ -Fe に溶ける C 量、ひいては Fe₃C 量をかなり減少すると考えてよからう。UC の鋼中での挙動について GOLDSCHMIDT⁹⁵⁾ は次のように述べている。UC は ZrC, NbC, TiC などと同様、Fe と固溶体をつくらず、全率あるいは部分的に介在型固溶をするという。また UC が高温においても安定であり、U の原子直径が大きいことから、分解、拡散する速度は非常に小さいと考えられるから、従つて UC 単独で固溶あるいは析出することはほとんどないと考えてよい。

鋼の変態点におよぼす U の影響に関して最近発表された CONTRACTOR⁸⁷⁾ の熱膨脹試験 (表 13 参照) によれば、中炭素鋼では認めうるほどの変化はないが、低炭素鋼では γ -Fe に溶ける C 量を減ずるため、Ac₃, Ar₁ がやや上昇するというが、著者ら⁸⁸⁾の研究においても同様の事実を確認している。

VI. ウラン鋼の組織

1. ウラン鋼の組織と硬さ

表 13 U を含む中、低炭素鋼の変態点測定結果
(熱膨脹試験) [CONTRACTOR]

組 成 (%)		加熱および冷却速度 150°C/h			
		Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁
C	U	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)
0.37	Nil	732	790	735	665
*0.37	〃	725	790	740	670
0.34	〃	738	805	755	675
0.38	0.02	728	780	728	665
0.38	0.11	728	785	728	660
0.31	0.20	732	805	747	660
0.38	0.25	735	785	723	655
*0.38	0.25	728	785	730	665
0.27	0.30	732	817	752	645
0.38	0.32	732	785	725	662
0.34	0.38	735	797	728	657
0.35	0.46	735	810	752	670
0.37	0.70	732	800	730	650
*0.37	0.70	730	800	730	655
0.10	Nil	740	880	845	785
*0.10	Nil	740	880	852	785
0.10	0.060	740	880	845	780
0.09	0.30	745	910	847	785
0.09	0.58	745	900	862	810

* この試料は加熱、冷却速度 40°C/h である。

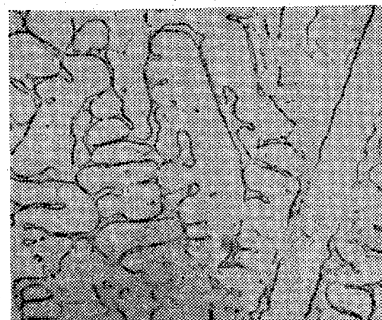


写真 4 10.0% U
2% ナイタル ×500
Fe-Fe₂U 共晶
700°C/2h 焼鈍⁹⁶⁾ (4/5)

WRAZEJ は純鉄と金属 U を用いて Fe-U 合金をつくり、その顕微鏡組織と硬さを調べた結果⁹⁶⁾¹⁰⁷⁾、0.01% U の含有では変化なく、0.1% U になるとフェライトの粒内、粒界に小さな点あるいは板状の Fe₂U が検出され、その量と大きさは U 量とともに増加した。さらに 5% U になると Fe, Fe₂U が粒界に共晶をなし、10% U ではさらに多くなり (写真 4 参照)、硬さは U 量とともに増加する (表 14 参照)。

表 15 に U 鋼の種々の熱処理状態における組織成分を示した。U はオーステナイトの C 溶解度を下げることが明らかである。U と C の量の間の UC, Fe₂U を生成する比は明らかではないが、1.0% U レベルでは 0.1% C

表14 高 U-Fe 合金の硬さ [WRAZEJ]

Fe ₂ U 量	硬 さ (マイクロビッカース)	
	鑄造のまま	1100°C / 15mn 塩水中焼入
低 Fe ₂ U	62	85, 139
中 Fe ₂ U	97, 103, 100	151, 192
高 Fe ₂ U	117, 118	212, 212

表15 ウランを含む炭素鋼の組織 [WRAZEJ]

C %	熱 処 理 状 態		
	焼準又は鍛造後	亜臨界焼鈍	焼 入
0.1	F + P	F + Carbide	F + B
0.4	F + P	F + Carbide	F + B
0.8	F + P	F + Carbide	M + B
1.2	Carbide + P	F + Carbide	M + B + 7R

F: フェライト P: パーライト M: マルテンサイト
7R: 残留オーステナイト B: バイナイト

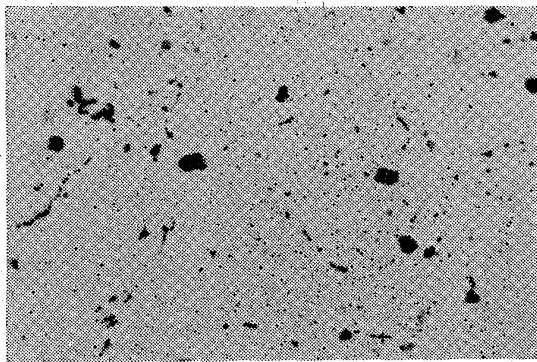


写真 5 0.38% C, 0.47% U

村上氏試薬 ×280

黒色塊状の UC および粒界に析出した UC (4/5)
[長谷川-斧田]

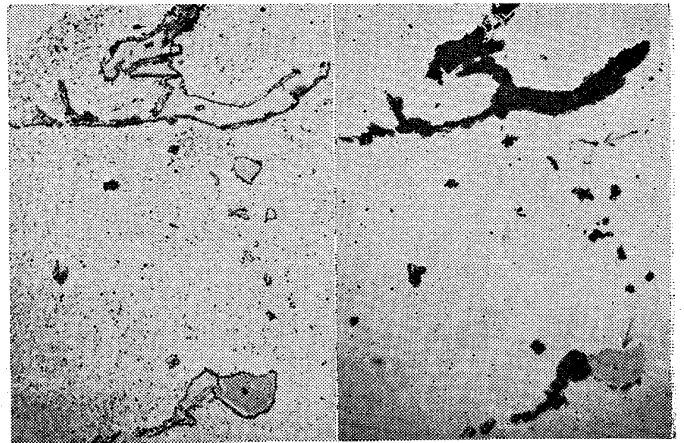


写真 6 0.34% C, 0.20% U

2% ナイタル ×500

フェライト粒内の板状 Fe₂U⁸⁷⁾ (4/5)

では Fe₂U が多く、0.4% C では UC が検出されている。写真 5 は塊状の UC と粒界に析出した UC を、また写真 6 はフェライト粒内より析出したとみられる板状の Fe₂U を示した。たま低合金鋼における炭化物および



(A) ビレラ試薬×750 (B) 村上試薬×750
炭化物と Fe₂U (矢印)⁹¹⁾ (4/5)

写真 7 0.25% C, 0.98% Cr, 1.14% Mo,
1.23% V, 2.11% U, 1040°C より 炉冷

Fe₂U の例を写真 7 (A)(B) に示した。0.4% C 鋼に 5~10% の U を添加した場合は Fe, Fe₂U の共晶が樹枝状に現れる。0.1% C 鋼の硬さは鑄造、焼鈍状態では U 含有量とともに高くなるが、焼入状態ではオーステナイトに固溶する C 量が減少するため低くなる。0.4% C 鋼の場合は U の添加によつて鑄造、焼鈍、焼入材いずれも低くなる。CONTRACTOR⁸⁷⁾ による中炭素鋼の焼入焼戻硬さと U 量の関係を図 5 に示したが、ほとんど変化はみられない。

2. ウラン鋼の結晶粒度と焼入性

U はオーステナイト結晶粒度に影響をおよぼさないといふが⁸⁷⁾⁹⁷⁾、著者ら⁸⁹⁾の研究では同一 Al 量において U はオーステナイト粒度をわずかに微細化するようである。また焼入性に対してもカナダの文献⁸⁷⁾¹⁰²⁾¹⁰³⁾ではほとんど変化がないといわれるが(図 6 参照)、著者ら⁸⁹⁾の研

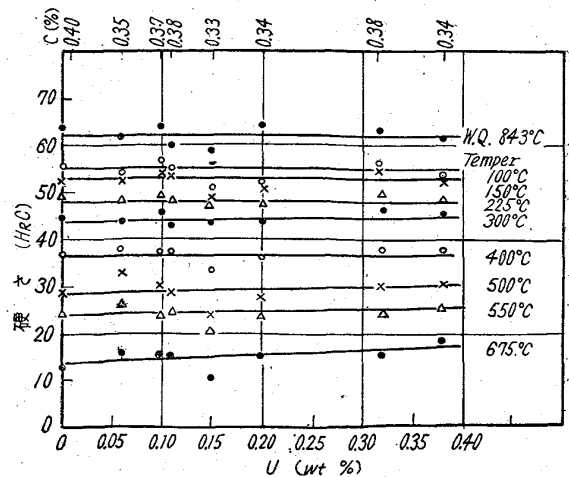


図 5 中炭素鋼の焼入硬さ、焼戻し硬さにおよぼす U 量の影響 [CONTRACTOR]

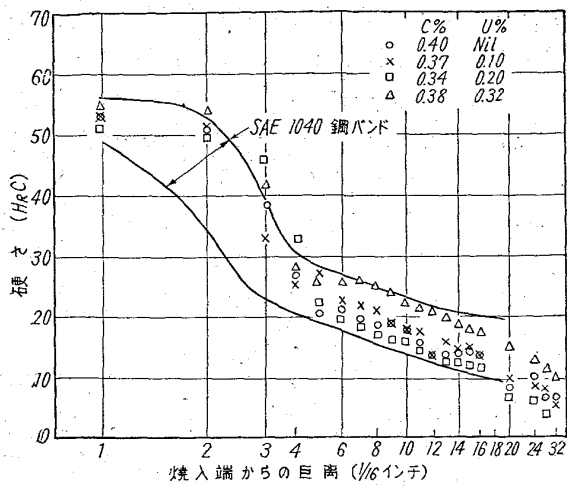


図 6 Uを含む中炭素鋼のジョミニー焼入試験，オーステナイト化温度 840°C [CONTRACTOR]

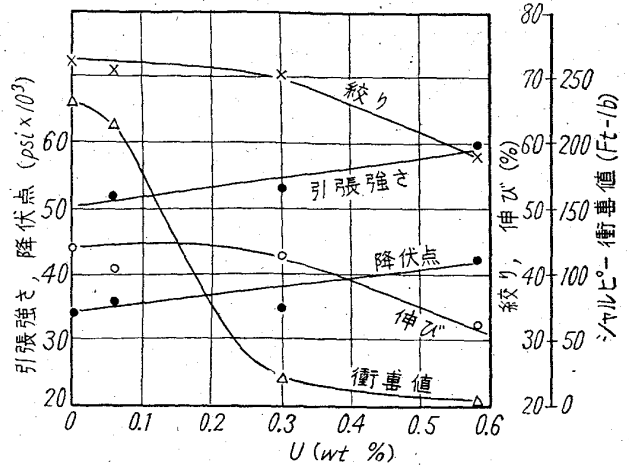


図 8 圧延のままの低炭素鋼 (0.1% C) の機械的性質におよぼすUの影響 [CONTRACTOR]

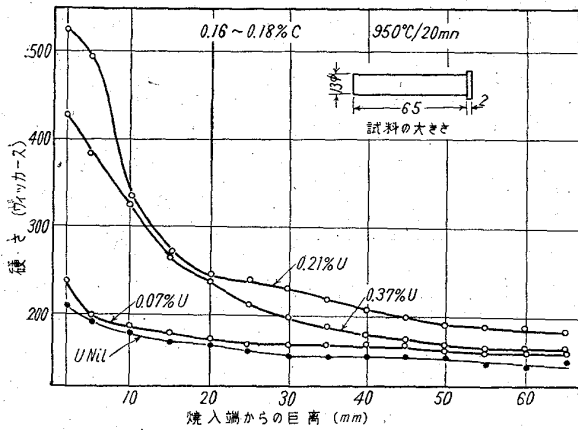


図 7 一端焼入特性曲線 (サブサイズ試片) [長谷川-斧田]

究では図7に示す通り焼入温度を 950°C 以上に高めれば、焼入性が増大することを認めた。

VII. 鋼の機械的性質におよぼすウランの影響

Uはフェライトを強化することなく、機械的性質におよぼす影響も不溶組織成分および粒界での現象のみが主として興味の対象となる。

1. 炭素鋼

前記の CONTRACTOR⁸⁷⁾、および GLADMAN & PICKERING⁹⁷⁾、高尾ら⁹⁰⁾などの研究によれば、低炭素鋼に0.1%以下のUを添加しても常温の機械的性質には変化はなかつた。しかしさらに多くのUを添加した低・中炭素鋼の引張、衝撃性質とU量の関係は図8、図9に示すごとく、Uの増加とともに引張強さ、降伏点をやや増加するが、0.20%U以上では衝撃値が急激に減少する。著者ら⁸⁸⁾の研究では図10に示すごとく、引張強さはU量と共にわずかに増加し、これに対して伸び、絞りの減少は認め

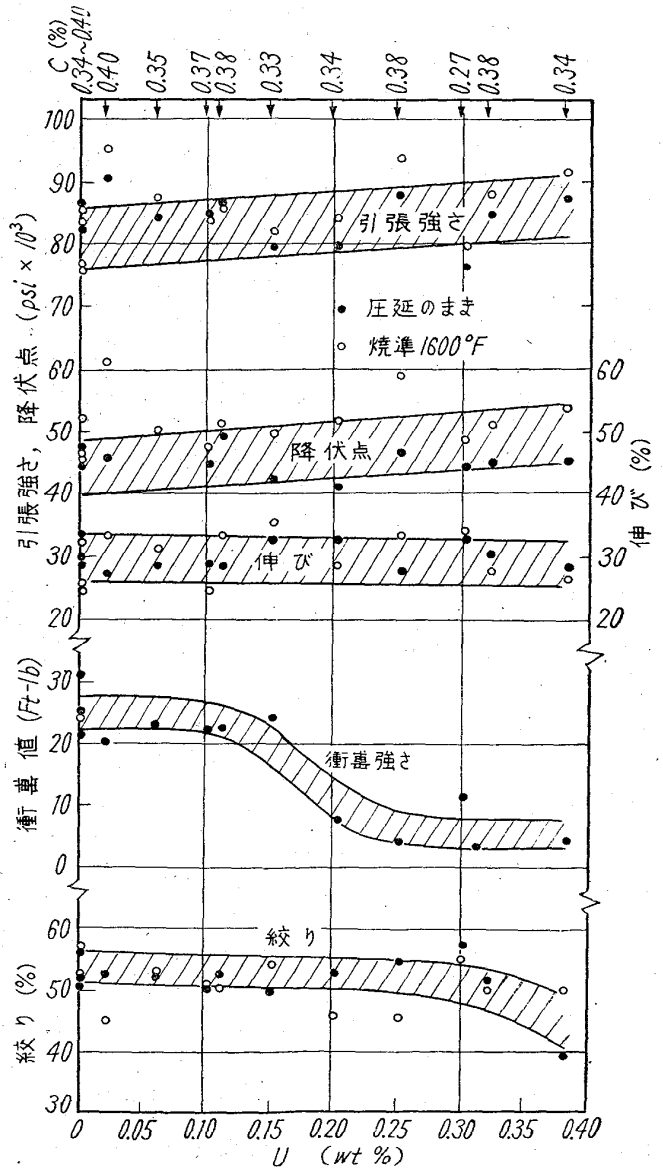


図 9 中炭素鋼の機械的性質におよぼすUの影響 [CONTRACTOR]

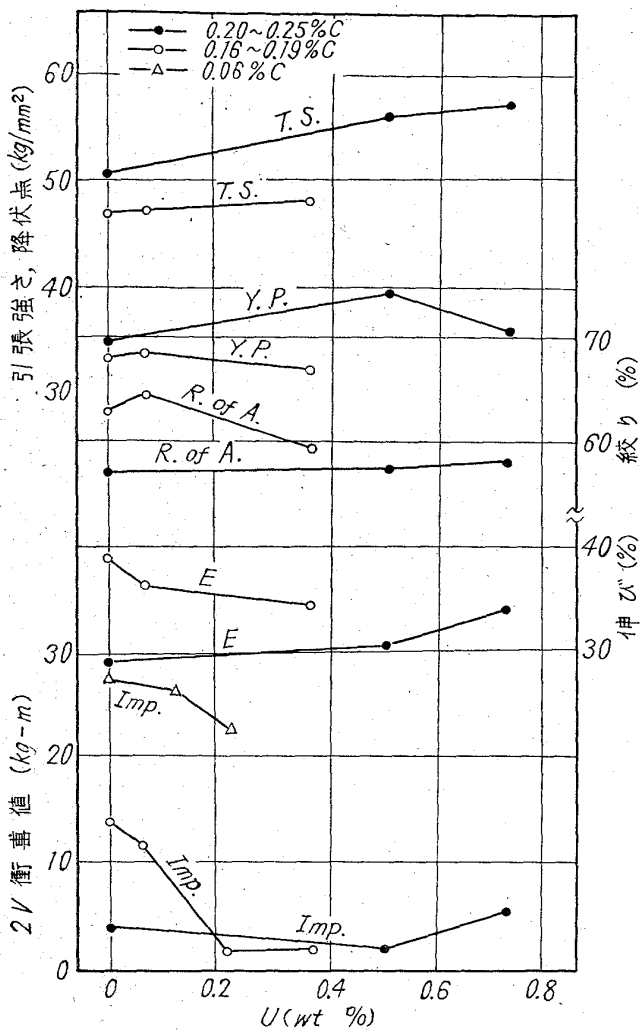


図10 低炭素鋼の機械的性質とU% [長谷川-斧田]

表16 溶体化後の機械的性質 [長谷川-斧田]

C (%)	U (%)	引張強さ (kg/mm ²)	降伏点 (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)
0.06	Nil	60.1	46.6	30.8	73.0
0.06	0.12	77.4		20.9	62.5

注: 溶体化 1100°C / 2h → W.Q.

られなかった。しかし衝撃値は低炭素鋼においてとくにU量とともに減少した。

調質鋼の場合は引張強さ増加に伴い、伸び、絞りの減少がわずかであることが報告されている⁸⁷⁾。著者ら⁸⁸⁾は低炭素鋼を1100°Cで溶体化し水冷した試料について、引張試験を行なった結果、表16に示すごとく、Uがγ-Feに固溶したため引張強さが非常に増加することを知った。以上のように、Uはオーステナイトには難溶であるから、普通の熱処理温度では機械的性質に対する含有量の効果が不定となり、これが従来の文献の結果に現われ

ていた理である。しかし高温(1000°C以上)の溶体化によつてUは低炭素調質鋼の性質に大きく影響することは、さきの焼入性のデータで示した通りである。

高温強度、とくにクリープ・ラプチャーに関するCONTRACTOR⁸⁷⁾⁹⁸⁾の研究によればU添加の効果は大きく、図11, 12に示した通り、0.1%U以下でもいちじるしい強さの増加が報告されている。この理由としては粒界での微細なFe₂Uおよび介在するUCが転位の移動を阻止するものと思われる。

また疲労試験結果を図13に示すが、U添加鋼はやや高い応力下でも優れた疲労強度を持っている。なお腐食疲れに対しては図14の如く低応力下でU量とともに破断までのサイクル数を上昇させたが、この程度では実用上大きな意味を持たない。

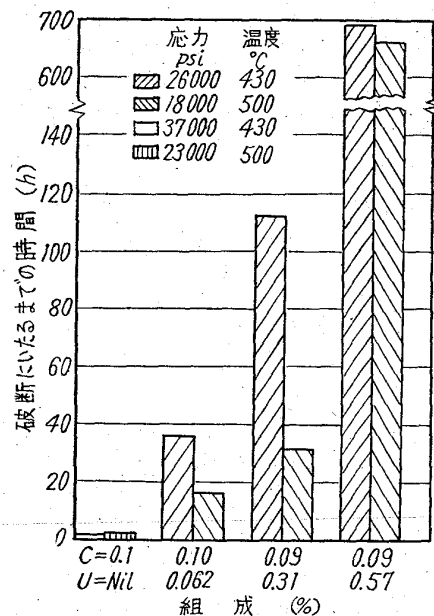


図11 低炭素鋼のクリープ破断におよぼすUの影響 [CONTRACTOR]

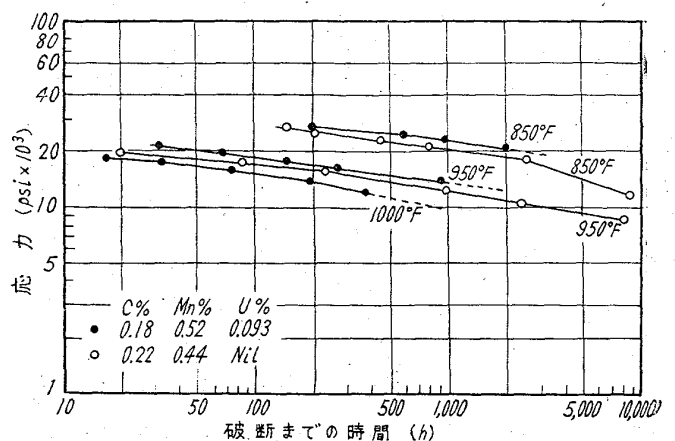


図12 0.2%炭素鋼のクリープ破断におよぼすUの影響 [CONTRACTOR]

表17 衝撃試験に使用した試料の化学組成 (AISI 3310) [KNIGHT, et. ali.]

鋼種	C%	Mn%	Si%	S%	P%	Cr%	Ni%	Mo%	全U%	酸に不溶U%
A	0.13	0.42	0.26	0.022	0.019	1.43	3.38	0.02	Nil	Nil
B	0.14	0.41	0.23	0.022	0.020	1.48	3.62	0.04	0.014	0.002
C	0.15	0.44	0.28	0.021	0.019	1.46	3.44	0.02	0.056	0.018
D	0.14	0.48	0.31	0.023	0.018	1.62	3.53	0.26	Nil	Nil

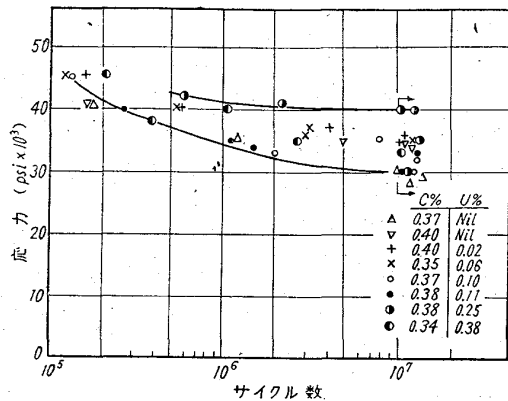


図 13 圧延のままの炭素鋼の回転ビーム疲労におよぼすUの影響 [CONTRACTOR]

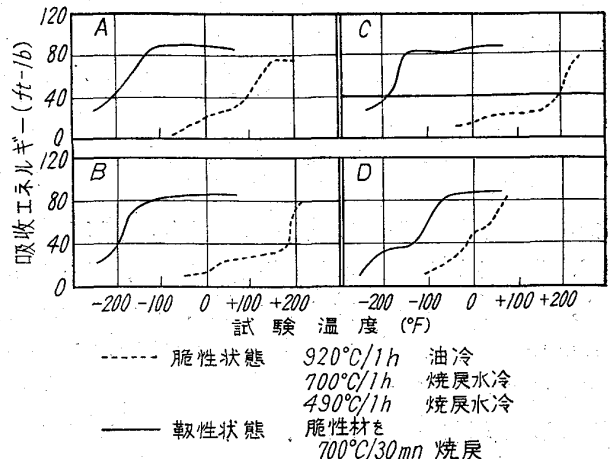


図 15 AISI 3310 鋼の衝撃試験結果

[KNIGHT, et ali.]

は炭素鋼の場合と同様少量のU添加によつて改善され、1000h、0.1% 伸びのクリープ時間は表 18 のごとくであつたという。

ここに記したUの耐疲労性、抗クリープ性の改良効果は、U鋼の一つの特性として、今後詳細に検討する価値があろう。

表18 低合金鋼のクリープ試験結果 [KNIGHT, et ali.] (0.25%C, 0.75%Mn, 0.09%Si, 1.39%Cr, 0.98%Mo, 1.07%V)

U%	1000 時間試験の伸び				クリープ伸び減少率 (%)
	測定値			平均	
	1	2	3		
0.0008	0.142	0.140	0.148	0.143	—
0.110	0.116	0.132	0.121	0.123	20
0.509	0.097	0.114	—	0.106	37

U%	0.1% の伸びまでの時間				時間の増加
	測定値			平均	
	1	2	3		
0.0008	470	490	565	508	—
0.110	745	695	735	725	217
0.509	1065	790	—	928	420

オーステナイト化 1010°C / 30mn 油冷
 焼戻 590°C / 2+2h 空冷
 応力 24,600 psi 試験温度 530°C

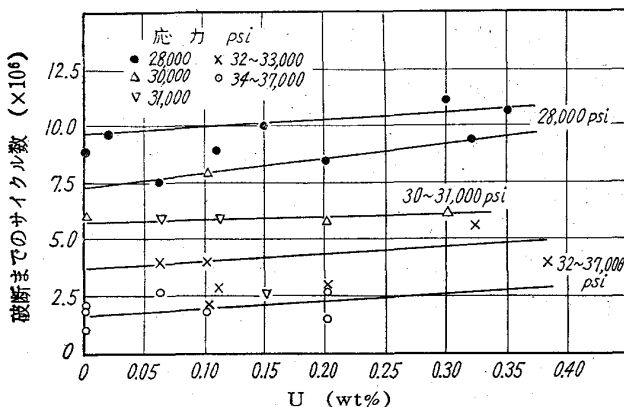


図 14 中炭素鋼の腐食疲れに対するUの影響 (水道水中) [CONTRACTOR]

2. 低合金鋼

KNIGHT ら⁹¹⁾⁹⁹⁾は AISI 3310 鋼を用いてUの焼戻脆性に対する影響を調べている。すなわち表 17 の試片について脆性、靱性両状態でVノッチ・シャルピー試験を行なった結果、図 15 に示すように、Uは焼戻脆性に対しむしろ悪影響をおよぼし、遷移温度はU量とともに増加した。

Cr, Mo, V を含む高温構造用鋼は2次硬化能、耐クリープ性などが重要となるが、これらにおよぼすUの影響につき MAKEPEACE¹⁰⁰⁾は 0.25%C, 1%Cr, 1% Mo, 1%V 鋼にUを添加して試験を行なったが、U添加による2次硬化は認められなかった。これはUCがオーステナイトに溶解していないことを示すもので、多少溶解していても析出しないためと考えた。しかしクリープ性質

表19 SAE 1040 鋼の耐食性 (50°C 酸素処理) [GERTSMAN]

腐 食 液	試 験 時 間	腐食速度 mil/year			
		U Nil	0.07%U	0.12%U	0.23%U
10% H ₂ SO ₄	3 h	14,800	3,200	5,850	3,550
10% H ₂ SO ₄ *	4 h	16,000	3,650	5,900	3,550
95~98% H ₂ SO ₄	40 h	112	108	108	97
14% HCl	10mn	13,200	3,600	8,150	4,900
14% HCl	10mn	15,700	8,000	9,800	6,950
70% HNO ₃	10 h	910	500	535	660

* 酸素のかわりにアルゴンと接触

VIII. ウラン鋼の耐食性

少量のUを含む炭素鋼, 合金鋼は微小な偏析さえなければ, 酸に対する耐食性が顕著に改善され, ピットが少なく, 腐食速度も一定であることが, GERTSMAN¹²⁵⁾, CONRACOR¹⁰²⁾, BIEFER¹⁰¹⁾¹¹¹⁾ によつて認められ今後の研究に興味をもたれている. 例えば SAE 1040 鋼に U を添加した試料について硫酸, 塩酸, 硝酸に対する腐食試験を行なつた結果は表 19 に示すごとくで, 希硫酸に対しては腐食減量がかなり少いが濃硫酸に対して効果がない. また同表に示されるように, 塩酸に対する耐食性が大きく増加するが, 硝酸に対しては BIEFER¹⁰¹⁾ の結果はUは耐食性を害するという. 著者ら⁸³⁾の研究では5%塩酸に対する効果は認めたが5%硫酸, 3%硝酸に対してはほとんど効果がなかつた.

U鋼の酸に対する効果は鋼中のS量に敏感で, 0.01% S と 0.03% S とでは腐食減量にほぼ2倍の開きがある. すなわち硫化物を形成してSを安定化し, その作用はMnより大きく, そのため耐食性が増加するという. しかし CaCl₂, NaCl など塩類に対する耐食試験では高S, 低S試料ともUの効果は認められなかつた¹⁰¹⁾.

応力腐食に対するUの効果に関する研究も行なわれているようであるが¹⁰¹⁾, 中間発表程度である. その結果では0.15~0.60%C, 0.07~0.12%U 鋼に対し1% NaCl 溶液 (H₂S で飽和), Ca(NO₃)₂, NH₄NO₃ 溶液に対し

Uは効果的であるという.

低合金鋼の例ではUを0.063%, 2.11% 含む1% Cr 1% Mo, 1% V 鋼の14% 塩酸 (50°C) に対する耐食性はいちじるしく良好で, とくにピットを減少し, 表面が平滑でUの効果大きい. なお高温酸化試験ではUの悪影響が報告されている¹⁰⁰⁾.

IX. ステンレス鋼へのウラン添加

ステンレス鋼への添加は一般の鋼の場合と同様で, 中規模試験における歩留も平均77%程度でやや良好のようであるが, ばらつきが大きい(45~86%). KNIGHT によれば⁹¹⁾オーステナイト系で0.4%Uを添加した場合, 1500 lb インゴットでは重力偏析を認めたが, マルテンサイト, フェライト系で0.2%Uを添加した小型12 lb インゴットの場合は, 均一に分布していたという. 以下各種のステンレス鋼の機械的性質, 切削性, 耐食性について行なつたカナダ⁹¹⁾の研究結果を要約してみよう.

1. オーステナイト系ステンレス鋼

Uを添加したAISI 303 鋼の引張試験の結果は表20に示すごとく, Uは引張強さ, 降伏点をわずかに増加させる程度であるが, 伸びが非常に改善されている. この鋼はSを0.15%以上添加した快削鋼であるがMnに比してUはSを一そう安定化し, その形に可成り変化をもたらして, 微細に分散させる. しかしその化合物はUSではなく, FeとMnを含む複硫化物であろうという.

表20 AISI 303 オーステナイトステンレス鋼の機械的性質におよぼすUの影響 [KNIGHT, et al.]

U%	S%	U/S 比	引張強さ (psi×10 ³)		降伏点 0.2%オフセット (psi×10 ³)		伸 び 0.4 in. (%)		伸びの T/L 比
			Long. *	Trans.**	Long.	Trans.	Long.	Trans.	
0	0.19	0	89.2	85.5	31.8	31.5	59.8	49.3	0.82
0.29	0.08	3.6	90.4	89.7	32.5	35.8	76.5	65.2	0.86
0.52	0.09	5.8	93.7	91.8	30.8	32.4	74.0	68.0	0.92
1.38	0.19	7.3	96.7	97.5	40.4	43.0	62.8	31.8***	0.51

* Long. は圧延方向

** Trans. は圧延方向と直角方向

*** この試料はゲージ外で破断.

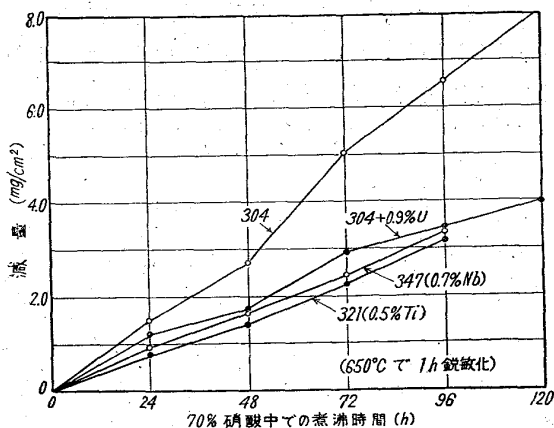


図 16 オーステナイトステンレス鋼の耐食性におよぼす U, Nb および Ti の影響 [KNIGHT, et al.]

なお切削試験の結果は良好であつて、Mn よりも効果は大きい。

Uは Ti, Nb と同様に強力に炭化物を生成してオーステナイトを安定化するが、化学量論比に必要な量は Ti が C の 5 倍、Nb が 10 倍であるに対し、U は 20 倍である。図 16 は AISI 304 鋼にそれぞれ 0.9%U, 0.7% Nb, 0.5% Ti を添加した試料 (650°C / 1h 鋭感化) について、沸騰 70% HNO₃ 中での耐食試験の結果であるが、U は Ti, Nb と同様に粒界炭化クロムの析出を防ぎ、耐粒間腐食性を改善することが判る。しかしこの用途への U はコストの点で実用には遠いと思われる。

また 0.3~1.0% U を添加した試料の 10% HCl, 10% H₂SO₄ (30°C) 試験では、やや腐食速度が低くなつた程度であるという。

周知の通りオーステナイト・ステンレス鋼は FeCl₃ 溶液でピットを生じやすいが、U の効果を調べるため AISI 303, 304, 309, 316 について、10.8% FeCl₃ に 0.05N HCl を加えた溶液中で試験した結果では 303 系

および 316 系を除き、U 添加の効果は認められなかつた。

2. フェライト、マルテンサイト系ステンレス鋼

前記 KNIGHT ら⁹¹⁾による U 1.4% 以下を添加した快削 AISI 416 鋼の引張試験によれば、伸びを失わずに強度をわずかに改善する。しかし BIEFER¹⁰¹⁾によれば耐食性は、Cr 含有量の低い鋼より高い鋼 (C の高い場合を除く) に対し、少量の U で改善され、かつ一般にマルテンサイト系よりフェライト系の方が効果的である。一例としてフェライト系の酸に対する試験結果を表 21 に引用したが、これによると 0.27%U でかなりの耐酸性向上がみとめられる。また NaCl 溶液はピッチングを起すといわれるが、これに対する U の効果は 0.27%U の添加で、30°C 試験で標準材の 1/6~1/20 にまで減少した。また FeCl₃ 溶液に対しては焼戻材は効果が少ないが、鍛造材では改善する。しかしマルテンサイト系に対しては、いずれの場合も効果が少く、むしろある場合には劣化したという。

X. 高速度鋼および耐熱合金えのウラン添加

高速度鋼の分野での U の利用は I 章にのべたように、かなり古くから特許も見られるが、基礎的な資料は少ない。U の炭化物は硬度が大で、安定であり、W, Mo, Cr のような炭化物と同様の効果をもつと思われるが、前述のように 2 次硬化作用は知られていない。これに関する最近のデータを KNIGHT⁹¹⁾らが発表しており、一例を図 17 に掲げた。試料は 1205°C から焼入し、焼戻してある。7.24% U を添加した試料は、焼入硬さ、2 次硬化とともにやや低い。これは地の炭素量を減少させたためであろう。U 5% 以下では大きな差はない。一説によれば U は 3 倍(重量)の W と同様の効果をもち、また 0.4~3.0% の U は Mo を 3~10% 減少させることができ

表 21 AISI 430 フェライト・ステンレス鋼鍛造材の耐酸性におよぼす U の影響 [BIEFER]

U 量 %	腐食液	温度 (°C)	試験時間 (h)	減量 (mg/cm ²)	表面状態
Ni 1 0.0036 0.046 0.22	4% HCl	30	21	76.8 77.0 62.4 31.3	0.27%U 鋼のみ表面平滑でわずかしこピットがなかつたが、他は表面が荒れて粒間にピットが多数発生した。
Ni 1 0.0036 0.046 0.27	10% H ₂ SO ₄	30	10	102.8 85.7 81.8 48.3	0.27%U 鋼は他よりも平滑な表面を持ち、ピットの数も少なかつた。
Ni 1 0.27	65% HNO ₃	boil	96	25.4 22.1	共にピットが発生し、粒間腐食を起し、両者の差はなかつた。

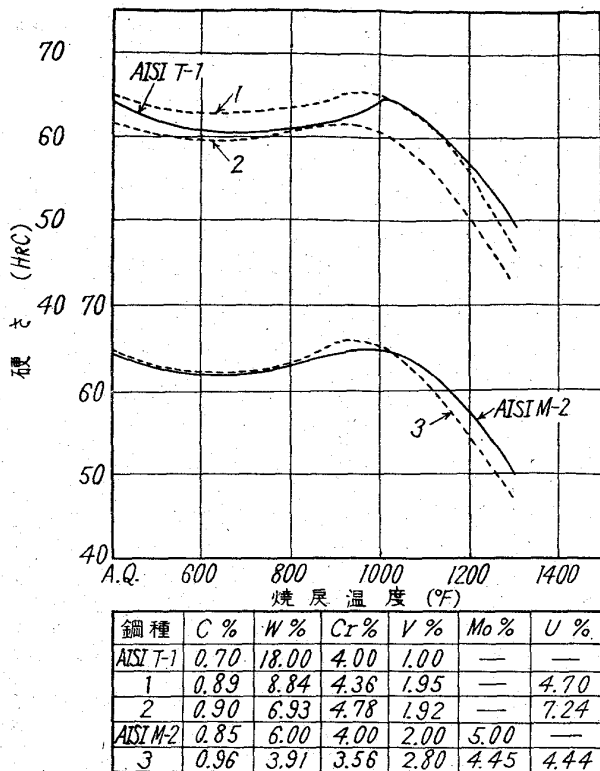


図 17 18-4-1 型, 6-4-2-5 型 高速度鋼の
焼戻曲線 [KNIGHT, et al.]

るという¹⁰⁾。しかし、実用工具としての寿命試験の詳細なデータは今後の研究にまつべきである。

耐熱合金に対する U の効果については英国の HARRIS & CHILD¹⁰⁹⁾ が、U を 6% まで添加して同量の Nb の効果と比較している。この合金は 45Co-19Cr-12Ni 耐熱鋼であるが、結果によれば、2% 以下の U はクリープ強度、応力破断強さを改善するが、2% U 以上となると鍛造が困難になる。またクリープ強度に対する U の効果は Nb の効果のおよそ 1/2 であると報告している。

現在オーステナイト耐熱鋼に対する効果なども未だ明かにされていないが、将来 Ni 基, Co 基などの耐熱合金とともに複合添加合金元素の一つとして、U は興味のある研究分野であろう。

XI. ウラン鋼の溶接

U 鋼の溶接については、カナダでの簡単な資料があるが、WINTERTON¹¹⁰⁾によれば CTS 溶接試験 (controlled thermal severity test) の結果では、0.1% U までは通常の溶接方法によって十分溶接ができ、熱影響部のクラック発生に対しては低水素系溶接棒ではほとんど差はなく、高水素系溶接棒の場合は、わずかに効果が認められたという。溶接部附近の母材における U の偏析の与える影響は 0.124% U 鋼で 0.41% U の部分があつても

影響はなかつたが、さらに偏析がひどくなると、クラックを生ずるといふ。0.05% U を含む薄板のスポット溶接では、これまでの方法、条件と同一でよく、また抵抗突合せ溶接でも同じく、溶接部は清浄で健全であつた。

XII. ウラン鋼の分析

鋼中の U 分析法は諸外国はもとより、わが国でもかなりよく研究され、信頼できる方法が種々あるから、試料の U 含有量によって各方法を選択すれば、十分信頼のある結果を得ることができる。諸外国で最も広く用いられているのは蛍光分析法で¹¹²⁾この方法は 0.001% U 附近の比較的低い範囲を単純、迅速に定量できる。放射線分析法¹¹²⁾は 0.01% 以上の場合が可能で薄板を直接測定してもよいが、酸で溶解後蒸発乾涸して測定する方法⁹⁰⁾がバックグラウンドの影響をなくすことができ信頼できる。高エネルギーの X 線を照射して励起された U の発する 2 次放射 X 線をスペクトル分析する方法¹¹²⁾では 0.05% U 以上の場合が可能であるが、合金鋼には適さないという。

吸光光度法は JIS に「鉍石中の U の分析法」があり、これを適用して、TBP で U 抽出後過酸化水素法、オキシ法などで定量する方法¹¹³⁾¹¹⁴⁾およびフェロシアン化カリウム法¹¹⁵⁾についての報告があり、0.01~1.5% U を迅速に定量でき、精度、装置などの点で優れた方法といえる。吸光光度法はこの他チオシアン酸塩法¹¹²⁾¹¹⁶⁾、チオグリコール酸アンモン法¹¹⁷⁾、デベンゾイルメタン法¹¹⁸⁾¹¹⁹⁾などが海外で報告されている。

容量分析法¹¹²⁾は U 母合金などに適しており、クップフェロンを用いて Fe, Ti, Mo, V, Sn などを分離後重クロム酸カリウムで滴定する方法で、25% U 以上の合金に対し良い結果が得られるという。

XIII. ウラン鋼取扱上の安全性

U 鋼の研究、生産においては、U が放射性物質であるため、その取扱上の安全性を十分考慮する必要があり、さらに今後 U 鋼製品が使用される場合の安全の問題も当然予測しておかなければならないが、現在アメリカ、カナダにおいても、これに関する法的規制はまだない。

U は新しい時に主として α 線を放射し、数週間後に分裂生成物から β 線, γ 線が放射される。照射は U 鋼や空气中に飛んだ U 粒子から受けるが、鋼中にある場合は低エネルギーであるので表面から出るもののみで、他は内部吸収される。従つて含有量が増しても主として製品の表面積のみに依ることが多い。

このうち α 線は空気, 水, 紙, 皮膚などで遮蔽されて

表22 1% U鋼板のγ線照射量 [BOOTH & POLLARD]

厚さ (in)	γ線照射量 (m/h)
1/16	2.84
1/8	4.97
1/4	8.02

表23 I.C.R.P. の勧告による最大許容線量¹²³⁾

放射線管理区域内で放射性物質を取扱っている作業員	5r/year
放射線管理区域の近くで作業している作業員	1.5r/year
放射線管理区域に時々出入する作業員	1.5r/year
放射線管理区域の近隣に居住している一般人	0.5r/year
一般大衆	(5r/30year) (167mr/year)

しまうので余り問題とならない。

またβ線は透過力はなく、非常に吸収されやすく、線源と人体の器官の間にある物質で吸収されるので、造血、生殖器官については対象とならないので、主として眼球について考慮しているが、これも空気やメッキ、塗装層にさえも吸収されるので直接眼球に受ける量はわずかである。例えば2%U鋼の厚板を取り扱う製鋼所の作業員は、1mの距離に2000h/year居たとすると、648mrad/year*受けることになる¹²⁰⁾。I.C.R.P.**の勧告による最大許容量は一般人500mrad/year、職業員1500mrad/yearであるので、大きな問題とはならない。

γ線について同様カナダの推算でみると¹²⁰⁾、厚さ1/4inchの1%U鋼の板から1mの距離にいる作業員は、2000h/year作業すれば、安全係数2の場合でも表22から32mr/year***受ける。I.C.R.P.の勧告¹²³⁾による最大許容量は表23に示したが、最もひどい場合でも許容量に達することはない。なお別にU鋼で作った自動車ボディを仮定し、これからのβ線、γ線の照射量についても試算しているが¹²⁰⁾、何れも十分安全であることを確かめている。

空气中に飛散したUの微粉についてはI.C.R.P.の勧告がある。カナダではUおよびU鋼を取り扱う工場での許容量は、一応200μg/m³¹²¹⁾¹²²⁾としているが、鋼の場合は一般に許容量以下であるので、微粉の飛びやすい研

* radとは放射線吸収量の単位、組織1g中に100ergのエネルギーを吸収したとき、この吸収した放射線の量

** International Commission on Radiological Protection

*** γ, 0°C, 1atmの乾燥空気1cm³中に1静電単位のイオン対が生じるようなX線, γ線の量

摩、切断作業について換気装置、マスクなどを備えれば良いと思われる。

なおUが口や鼻から吸入、摂取された場合の問題は、放射能よりむしろUの重金属としての毒性の方が深刻である。可溶性のUは腎臓にたまり、Hg, Pbの毒性に似た急性の被毒症状が報告されている¹²⁴⁾。従つてフェロ・ウランおよびU鋼を取り扱う作業場では、換気装置や防塵マスクを必ずつけ、手袋をはめて、食事や喫煙を行なわない方がよいという¹²¹⁾。

XIV. 結 言

近年鉄鋼界に関心を呼んだU鋼について、その概要を紹介した。現状ではUの合金元素としての機能に関するわれわれの知見は断片的なもので、巷間伝えられるような画期的な効果は認められない。しかしU鋼の研究で現在主導的立場にあるカナダでは、同国の余剰資源の活用という国家的支援があるにせよ、一部の鋼種はずでに商業的規模の生産を行なっていることを考えると、公表された以外に多くのデータを集積しているように思われる。

わが国の資源および原子力開発の事情はかなり異なるので、学術振興会での協同研究を中心として必ずしも今直ちに実用面での応用のみを追求するのではなく、新しい合金元素としての基礎的機能に興味を示し、独自のデータを得ることから出発すべきであろう。

なおU鋼の特許の問題については詳かでないが最近のカナダの特許⁷⁸⁾も数件ある。しかしⅡ章で概観した通り基本的な効果はかなり古い文献にカバーされているように思われる。

Uの取扱いには、もちろん十分な保安に関する知識が必要であるが、過大な危惧が研究を阻害することがないように望むものである。(昭和37年10月寄稿)

文 献

- 1) 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) 320 pp.
- 2) 長谷川: "鉄鋼におよぼす特殊元素の影響", 500 pp, (1950), 73-82
- 3) 長谷川: ウラン鋼特研資料, No.2(1961年11月)
- 4) W. A. MORGAN & R. D. McDONALD: 文献1), p. 29
- 5) J. OHLY: Mines Minerals, 24(1904)p.169: 25 (1904), 44
- 6) O. J. STEINHART: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 15(1906), 228.
- 7) P. GIROD: Mém. Soc. Ing. Civils, (1906), 720.
- 8) J. JOHNSON: Iron Steel Inst., 95 [i]. (1917),

- 406
- 9) A. STAVENHAGEN and E. SCHUCHARD: Ber. 35 (1902), 909; Chim. Ztg. Rep., 26 (1902), 90.
 - 10) J. M. FLANNERY: U. S. Pat. No. 1210625-7, (1917): Met. Chem. Engg., 16 (1917), 284
 - 11) U. S. Pat. No. 124,054, 124,056 (Sep. 1917)
 - 12) U. S. Pat. No. 1,233,862 (July 17 1917)
 - 13) H. W. GILLETT & E. L. MACH: Bur. of Mines, T. P. No. 177 (1917): J. Ind. Eng. Chem., 9 (1917), 342; Engineering, 105 (1918), 41
 - 14) Gemlins Handbuch d. Anorg. Chem., 8 Aufl., S. Nr.59, (1929/33), Fe, [A], 1105
 - 15) A. COUTAGNE: La fabrication des ferro-alliag. es, Paris, (1924), 430, 441
 - 16) B. NEUMANN: Stahl u. Eisen, 40 (1920), 1561
 - 17) E. P. POLUSKIN: Carnegie School Mem., Iron Steel Inst., 10 (1920) 129; Rev. Met. 17, 421, (1920), 1512
 - 18) E. P. POLUSKIN: Translated for the Iron Trade Rev., (Feb. 10, 1921)
 - 19) U. S. Pat. No. 1,366,254, (1921): No. 1,446,497 (1923)
 - 20) "Uranium in Steel", Booklet by Standard Alloys Co., (1921)
 - 21) B. SMITH HOPKINS: "Chapters in the Chemistry of the Less Familiar Elements", 2. Strips Publishing Co. (1959)
 - 22) Canada Pat. No. 333,671, (Feb. 1, 1932)
 - 23) H. W. GILLETT, E. L. MACH: J. Ind. Eng. Chem., 9 (1917), 342; Engineering, 105 (1918), 41
 - 24) P. A. HELLER: Metall. Erz., 19 (1922), 397
 - 25) R. M. KEENEY: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 62 (1918), 28
 - 26) J. W. MELLOR: A Compreh. Treatise on Inorg. & Theor. Chem., XIII, (1934), 643
 - 27) H. BENNEK & C. G. HOLZSCHEITER: Arch. Eisenhüttenw., 9 (1935), 193; Tech. Mitt. Krupp, 3 (1935), Nov., 196
 - 28) H. S. FOOTE: Chem. Met. Engg., 25 (1921), 789; Railway Mach. Eng., 94 (1920), 695; U. S. Pat. No. 1,366,254, (1921)
 - 29) 俵(信): 鉄と鋼, 23 (1937), 875
 - 30) H. W. GILLETT & E. L. MACH: Tr. Am. Electrochem. Soc., 43 (1923), 231; Bur. of Mines, Bull, 199 (1920)
 - 31) H. Andrew, Engineering, 112 (1921), 842
 - 32) U. S. Pat. No. 1,545,094 (July 7, 1925)
 - 33) Aust. Pat. No. 144,000 (1928)
 - 34) U.S. Pat. No. 1,592,996 (1927)
 - 35) Aust. Pat. No. 137,301 (1934)
 - 36) Brit. Pat. No. 374,541: 419,680: 495,562 [文献 4) より引用]
 - 37) A. F. BRAID: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 60 (1918), 371
 - 38) G. J. HORVITZ: Tr. Am. Soc. Steel Treat. 1 (1919), 342; Iron Age, 103 (1919) 1711
 - 39) F. PETERS: Glückauf, 56 (1904) 761
 - 40) Engineering, 112 (1921), 841
 - 41) "Uranium in Steel", Standards, T. P. No. 453, (1922), Bur. Standards, Sci. P. No. 453 (1923): Tr. Am. Electrochem. Soc., 42 (1922), 21
 - 42) J. R. CAIN: U. S. Bur. of St'd., T. P. No. 453 (1922): Bur. St'd. Sci., P. No. 453 (1923): Tr. Am. Electrochem. Soc., 42 (1922), 21
 - 43) W. BORCHERS & R. W. STIMSON: Brit. Pat. No. 223,617, 223,622, (1923)
 - 44) H. W. GILLETT & E. L. MACH: Molybdenum, Cerium & Related Alloy Steels, (1925)
 - 45) H. J. FRENCH & W. A. TUCKER: Iron Age, 112 (1923), 193
 - 46) F. M. BECKET: J. Ind. Eng. Chem., 16(1924), 197; Chem. Met. Engg., 30 (1924) 186; Blast Furn. Steel Plant, 18 (1930), 956
 - 47) R. J. ANDERSON & L. D. ANDERSON: Iron Age, 115 (1925), 65
 - 48) T. A. MATHEWS: Proc. Am. Soc. Tets. Mat. 19, [2], (1919), 141
 - 49) A. PORTEVIN & D. SEFERIAN: Acad. d. Sci. (1936) Dec. 28: Cénie Civil, 110 (1937), Jan. 23, 94
 - 50) A. PORTEVIN & SEFERIAN: Rev. de Mét., Mem., 34 (1937), 225
 - 51) Brit. Pat. No. 422,167: No. 510,617 (1939)
 - 52) Brit. Pat. No. 499,561: No. 504,224 (1939)
 - 53) U. S. Pat. No. 1,975,310 (1933)
 - 54) U. S. Pat. No. 2,073,455 (Mar. 9, 1937)
 - 55) 佐藤: Am. Inst. Min. Met. Eng., T. P. No. 260, (1920): Heat Treat. & Forg., 15 (1929), 1583
 - 56) G. K. BURGESS & R. W. WOODWARD: U. S. Bur. Standards, T. P. No. 207 (1922)
 - 57) J. LAISSUS: Aciers Spéciaux, 2 (1932), Feb., 43; June, 200; Rev. Met., 24 (1927), 377; 25 (1928), 50; Metallurgist, 5 (1929), 7; Chim. Ind., 29 (1933), 515
 - 58) U. S. Pat. No. 1,247,252 (Nov. 20. 1917)
 - 59) French Pat. No. 779,378 (1935)
 - 60) Brit. Pat. No. 540,601 (1941): No. 595,269 (1942): No. 556,770 (1943)
 - 61) H.S. FOOTE: Foundry, 52 (1924), 105
 - 62) F. ROLL: Giesserei, 16 (1929), 933
 - 63) R. K. BUHR: 文献 1), p. 124
 - 64) 例えば長谷川: 金属, 25 (1955) 11, p. 850
 - 65) J. J. KATZ & G. T. SEABORG: The Chemistry of the Actinide Elements, Methuen & Co. Ltd., (1957)
 - 66) J. J. KATZ & E. RABINOWITCH: Chemistry of Uranium, McGraw Hill Book Co., (1951) p. 244~281
 - 67) F. D. RICHARDSON & J. H. E. JEFFERS: J. Iron & Steel Inst. 160 (1948), p. 261
 - 68) S. W. MUDD: Basic Open Hearth Steel Making, 2nd Ed., AIME, New York (1951)
 - 69) D. K. FAURSCHOU: 文献 1) p. 1~26
 - 70) J. P. COUGHLIN: Contributions to the Data on Theoretical Metallurgy, XII, Heats and Free Energies of Formation of Inorganic Oxides, U. S. Bureau of Mines Bulletin 542, (1954)

- 71) C. E. MAKEPEACE: The Production of an Iron-Uranium-Aluminum Alloy for Use as a Metallurgical Addition Agent in Ferrous and Non-Ferrous Metals, Physical Metallurgy Division Internal Report, PM-R-60-5, (1960)
- 72) F. A. ROUGH & A. A. BAUER: Constitution of Uranium and Thorium Alloys, Report No. BMI-1300, UC-25, Metallurgy and Ceramics (TID-4500, 13th Ed., Revised), (1958)
- 73) C. A. HAMPPEL: Rare Metals Handbook, 2nd Ed., Chapman Hall Ltd., London (1961), p. 614
- 74) A. B. TRIPLER, M. J. SNYDER & W. H. DUCKWORTH: Further Studies of Sintered Refractory Uranium Compounds, Report No. BMI-1313, UC-25, Metallurgy and Ceramics (TID-4500, 14th Ed.), (1959)
- 75) E. D. EASTMAN, L. BREWER, L. A. BROMLEY, P. W. GILLES & N. L. LOFGREN: J. Amer. Chem. Soc., 72 (1950), p. 4019
- 76) V. D. BARTH & G. W. P. RENGSTORFF: Potential Metallurgical Uses of Depleted Uranium: Battle Tech. Rev., (July, 1960), p. 3
- 77) F. A. ROUGH & W. CHUBB: An Evaluation of Data on Nuclear Carbides, Report No. BMI-1441, UC-25, Metallurgy and Ceramics (TID-4500, 15th Ed.), (1960)
- 78) Canadian Uranium Research Foundation Progress Report, Work at the Physical Metallurgy Division of the Mines Branch on Non-Nuclear Uses of Uranium (Nov. 1960)
- 79) F. D. RICHARDSON: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 175 (1953), p. 33
- 80) H. J. HUMPHREY: J. Amer. Chem. Soc., 76 (1954), p. 978
- 81) D. K. BUHR & D. R. BELL: 文献 1), p. 56~93
- 82) レアメタルニュース, No. 198 (Nov. 1961) p. 2
- 83) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1438
- 84) 末広, 森屋: 工業レアメタル No. 20 (1962) p. 36~40
- 85) S. L. GERTSMAN: ウラン鋼特研講演, (May 15 1962): 同資料 No. 27 (1962)
- 86) 高尾, 成田, 高橋, 宮本: 鉄と鋼, 48 (1962), 4, p. 580~582
- 87) G. P. CONTRACTOR: 文献 1) p. 96~123
- 88) H. PLATZ: Iron Age, 25 (Sep. 1952) p. 125~127, 奥村訳: ウラン鋼特研資料 No. 15 (Jan. 1962)
- 89) H. W. NELSON & R. L. CARMICHAEL: Potential Nonnuclear Uses of Depleted Uranium, Battle Memorial Inst. TID-8203 (Jan. 1960): 日本原子力産業会議訳: 原子力資料 No. 36 (Aug. 1960)
- 90) 高尾: ウラン鋼特研資料 No. 5 (Nov. 1961), p. 19~20
- 91) R. E. KNIGHT, C. E. MAKEPEACE, J. K. PARGETER, D. E. C. KING & R. J. MCLLURE: 文献 1) p. 136~183
- 92) P. GORDON & A. R. KAUFMAN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 188 (Jan. 1950)
- 93) G. KATZ, & A. J. JACOBS: Lattice Constants for the Intermetallic Compounds UAl_2 and UFe_2 , Israel Atomic Energy Commission, IA 2665 (Aug. 1961)
- 94) An Evaluation of Data on Nuclear Carbides, Battle Memorial Inst., BMI-1441 (May, 1960)
- 95) H. J. GOLDSCHMIDT: J. Iron & Steel Inst. U. K.), 160 (1948), p. 345
- 96) W. J. WRZEJ: 文献 1) p. 184~206
- 97) T. GLADMAN & F. B. PICKERING: The United Steel Co. Ltd., Progress Report No. PM 4923/-/62, (Jan. 1962) p. 7, 13
- 98) J. D. GROGAN & C. J. B. CLEWS: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), (1950), p. 571~580
- 99) R. F. KNIGHT & W. A. MORGAN: The Effect of Uranium on Temper Embrittlement, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-R-61-11 (May, 1961): 長谷川訳: ウラン鋼特研資料 No. 13 (Jan. 1962)
- 100) C. E. MAKEPEACE: An Investigation of Uranium-Bearing Cr-Mo-V Steels for Elevated Temp. Service, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-R-61-6, (May, 1961): 長谷川訳: ウラン鋼特研資料 No. 20 (Mar. 1962)
- 101) G. J. BIEFER: 文献 1) p. 207~233
- 102) G. P. CONTRACTOR: Influence of Uranium on Medium and Low Carbon Steels, Progress Report No. 1, Physical Metallurgy Division Internal Report, PM-R-61-5, (1961)
- 103) G. P. CONTRACTOR: Some Observations on Commercially-Rolled Uranium-Bearing Carbon Steel Ingots, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-I-61-13, (1961)
- 104) R. K. BUHR: Preliminary Observations on the Scavenging Effect of Uranium in Plain Carbon Steels, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-I-61-11, (1961)
- 105) R. K. BUHR: Additional Tests on the Distribution of Uranium during Remelting in the Electric Furnace, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-I-61-12, (1961)
- 106) K. E. G. MEREDITH & M. H. WALDRON: J. Inst. Metals, 87 (1958~59)
- 107) W. J. WRZEJ: The Microstructure of Uranium Bearing Steels, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-R-61-8, (1961)
- 108) G. P. CONTRACTOR: Autoradiographic and Analytical Surveys of Uranium-Bearing Carbon Steel Ingots, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-R-61-10, (1961)
- 109) G. T. HARRIS & H. C. CHILD: J. Iron & Steel Inst., 179 (1955), p. 347~349: ウラン鋼特研資料 No. 8 (Dec. 1961)
- 110) K. WINTERTON: 文献 1) p. 235~258
- 111) G. J. BIEFER: Exploratory Corrosion Tests

- on Miscellaneous Uranium Bearing Ferrous Alloys in Acid Solutions, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-R-16-9, (Apr. 1961): 川畑, 横田訳: ウラン鋼特研資料 No.14 (Jan. 1962)
- 112) J. C. INGLES, J. B. ZIMMERMAN & J. L. HORWOOD: 文献 1) p. 259~296
- 113) 石原: ウラン鋼特研資料 No.17
- 114) 伊藤, 伊藤: ウラン鋼特研資料 No.18
- 115) 成田, 那須: ウラン鋼特研資料 No.30 (Jan. 1962)
- 116) J. E. GURCH & F. E. BEANISH: Anal. Chem., 19 (1949), p. 609
- 117) W. H. DAVENPORT & P. F. TOMASON: Ana. Chem., 21 (1949), p. 1093
- 118) J. H. YOE, F. WILL & R. A. BLACK: Anal. Chem., 25 (1953), p. 1200
- 119) R. PRIBIL & M. JEKINEK: Chem. Listy, 47 (1953), p. 1326
- 120) A. F. BOOTH & M. POLLARD: An Assessment of the Possible Health Hazards of Uranium Steel Alloys, Radiation Protection Division Report RPD-12, Department of National Health and Welfare, Ottawa, Canada (1961): 森屋訳: ウラン鋼特研資料 No.31 (Sep. 1962)
- 121) G. G. EICHHOLZ: 文献 1) p. 297~320
- 122) G. G. EICHHOLZ: Notes on the Safe Handling of Uranium Alloys in Industry, Mines Branch Information Circular IC-125, Department of Mines and Tech. Surveys, Ottawa, Canada (1961)
- 123) Recommendation of the International Commission on Radiological Protection (1959), I. C. R. P. Publication 2, Pergamon Press Ltd., (1959)
- 124) L. T. FAIRHALL: Industrial Toxicology, William and Wilkins Co., Baltimore (1949)
- 125) S. L. GERTSMAN: Uranium in Steel, Physical Metallurgy Division Internal Report PM-M-61-5