

低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—I)

長谷川 正義**・斧 田 一 郎***

Uranium Addition to Low Carbon Steels.

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

Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA

Synopsis:

The depleted uranium as a by-product of the enriched uranium manufacturing has been accumulated enormously in these several years, since it is unfit for nuclear uses. For the purpose of utilization of depleted uranium for non-nuclear uses, a large number of studies concerning the effect of uranium addition on iron and steel have been made in the United States and Canada.

Here, in Japan, in 1961, "The Special Committee for the Study of Uranium Steels", has been organized in "The Japan Society for the Promotion of Science" so that industrial and research fields may share studies systematically from the basic researches to the practical applications.

In this paper, a laboratory study to reveal the principal effects of uranium addition to steel as an alloying element has been carried out. The aluminum-killed low carbon steels (<0.25% C) are chosen as the object of study on addition of small amount of uranium (<0.7% U).

The results are as follows:

- (1) Recoveries of uranium from steels are 40 to 65% and related, in general, with the carbon contents as shown in Fig. 1.
- (2) Non-metallic inclusions like sulfides and silicates decreased morphologically with uranium addition, but oxide inclusions increased remarkably.
- (3) Uranium refined the austenitic grain size of steels slightly.
- (4) As-normalized hardness suffered a little effect of uranium addition at a 0.06% C level but above a 0.16% C level the effect increased with the content of uranium.
- (5) After water-quenching from a solution temperature ranging 950°C to 1250°C in 0.06% C steels, secondary hardening occurred under the tempering up to 600°C. Microscopic examination showed that uranium caused pseudo-martensitic structure, and it also suggested that uranium had a solubility to austenite matrix to some extent.
- (6) After water-quenching from a ferrite region ranging 750 to 800°C, no ageing occurred at room temperature and at 150°C. It was suggested that uranium had not the slightest solubility to ferrite matrix.
- (7) It appeared from the end-quench tests that the hardenability of steel did not rise with uranium addition from a quenching temperature of up to 900°C, but above 950°C, uranium raised the hardenability of steels. So in low carbon steels, uranium formed the intermetallic compound Fe_2U . And it is considered that Fe_2U decomposed above 950°C, uranium had a solubility to austenite and had its hardenability improved, as mentioned above.
- (8) Mechanical properties at room temperature were not affected by uranium addition, but impact strength decreased with the content of uranium.
- (9) Transformation points of steels rose with uranium addition because of the stabilization of carbon from austenite matrix.
- (10) Uranium did not affect the work-hardening effect and since uranium fixed the interstitial atom like carbon and nitrogen, strain-ageing did not occur in silicon-killed uranium steel.

* 昭和37年10月本会講演大会にて発表 昭和38年5月20日受付

** 早稲田大学理工学部, 工博 *** 早稲田大学大学院

(11) Corrosion resistance against 5% hydrochloric acid improved with an addition of uranium as shown in Canada's report but in 5% sulfuric acid severe pitting occurred, and in 3% nitric acid no beneficial effect was observed. (Received 20 May 1963)

I. 緒 言

ウランは周知の通りその核的エネルギーを用いる原子炉燃料として利用され、最近迄国際的な規制物資であったが、1958年に核以外の利用が許可されると同時に、濃縮 U-235 生産の副産物である劣化（または減損）U-238 が核的利用のほとんど進展しないことなどから多量に蓄積してきたので、その非核的利用を開発する目的をもって、欧米各方面で研究が強力に進められるようになった。とくに鉄鋼の合金元素としての応用を開拓するための研究は、主としてUの主要生産国であるアメリカ、カナダなどで強力に推進されており、なかんずく主導的な立場にあるカナダでは、すでに大規模な実用化研究の域に入っているようである。

これら研究の現況についてはすでに著者らによる技術資料が本誌りに掲載されているが、著者らも学術振興会の「ウラン鋼特別研究会」の一員として、Uの鉄鋼におよぼす基礎的効果に関し、合金元素として、また清浄剤としての機能を明らかにし、さらに実用鋼への利用に関する一連の研究を進めている。この第1報では C 0.25%以下の低炭素鋼に対し、U 0.7%以下を添加し、その効果について種々の試験を行なった結果を報告する。

II. 実験方法

供試材は溶解原料として市販軟鋼屑を用い、成分調整のため電解鉄、銑鉄、黒鉛粉末を用いて 8 kVA の高周波誘導炉 (MgO るつぼを使用) にて溶解し、金属 Si、電解 Mn によつて予備脱酸した後、Al を電解鉄の使用量によつて 0.04~0.1% 添加して完全脱酸を行ない、出鋼直前に Al 箔につつんだ金属 U またはフェロウラン (U: 88 wt%) を添加し、添加量によつて 0.5~1.5 mm 保持し、インゴットケースに傾注して鋼塊を得た。鋼塊は単独溶解による場合は約 3.5 kg、分注溶解による場合は約 1.8 kg である。鋼塊は表面傷を除去した後表面より分析試料を採取した。これらの化学分析結果を Table 1 に示した。試料は C% によつて 3 つのグループに分け、0.06~0.07% C を A グループ、0.16~0.19% C を B グループ、0.20~0.25% C を C グループとした。鋼塊は 1100~900°C で鍛伸し、14φ または 20mm の角材の供試材とした。

Table 1. Chemical composition of specimen. (%)

Steel No.	C	Si	Mn	U*	Remarks
A01	0.06	0.06	0.29	Nil	P:0.010% S:0.012% Hot short
A 2	0.06	0.17	0.26	0.12	
A 3	0.06	0.18	0.34	0.23	
A 4	0.07			0.34	
A05	0.06	0.12	0.30	Nil	
A 6	0.06	0.11	0.30	0.10	
B01	0.18	0.04	0.30	Nil	P:0.018% S:0.017%
B 2	0.16	0.08	0.27	0.07	
B 3	0.17	0.08	0.36	0.21	
B 4	0.17	0.11	0.31	0.37	
B05	0.17	0.22	0.78	Nil	
B 6	0.16	0.21	0.62	0.096	
B 7	0.19	0.26	0.32	0.336	
B 8	0.16	0.26	0.43	0.368	
C01	0.23	0.08	0.36	Nil	P:0.017% S:0.018% Weak hot short
C 2	0.25	0.12	0.31	0.51	
C 3	0.20	0.15	0.39	0.73	
C04	0.21	0.20	0.34	Nil	
C 5	0.20	0.21	0.30	0.29	

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

III. 実験結果

(1) 溶解時におけるUの歩留

Uは非金属元素、とくにO, C, N, Sなどと容易に化合し、安定な化合物を生成する。例えば UO_2 の生成自由エネルギーは Ti, Zr, Al より高い。このため鋼中でのUの歩留は、生成されたU酸化物が十分除去できれば、酸素含有量によつて変化する。この研究の試料でもUの歩留はばらつきが大きかった。試料No. A05 A6, B05, B5, B7, B8, C04, C5 では金属U、フェロウランを併用し、その他の試料ではフェロウランのみを使用した。前者の場合は金属Uでは平均 65%、フェロウランでは 40% 程度であったが、後者の場合について歩留と炭素量の関係をとると Fig. 1 のような結果が得られた。Al で安全に脱酸が行なわれれば U は安定な炭化物や窒化物を溶鋼中で生成する。したがって炭素量が増加すれば、るつぼやスラグと反応することなく、炭素と化合してUの歩留は増加するものと考えられる。これらの結果からも平均 40~60% 迄増加している。BUHR & BELL²⁾ も同様の結果を報告しており、0.20% C で 60% を示している。しかしこれらの結果は total

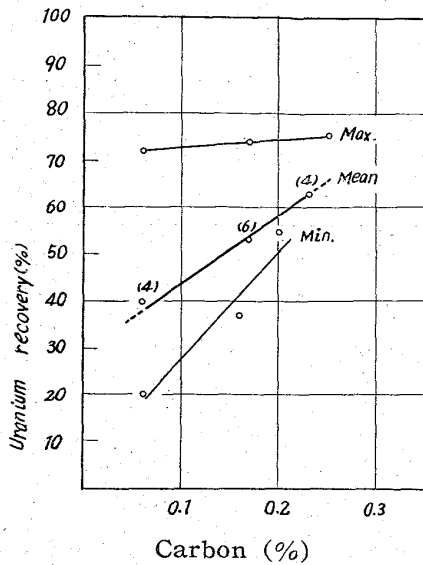


Fig. 1. Relation between uranium recoveries in ingots and carbon contents. Numbers in the figure indicated the number of steels.

U分析値であるから、若干の酸化物などの化合物も含まれている。

(2) U添加鋼の鍛造性

Fe-U系平衡状態図 (Fig. 5 参照) には 1080°C 以上に液相が存在し、低炭素鋼では金属間化合物 Fe₂U が生成される機会が多い。このため鍛造などの熱間加工はできるだけ 1080°C 以下で行なわなければ赤熱脆性を示すものと考えられる。

著者らのデータで赤熱脆性を示した試料は No. A4 および C3 であつたが、A4 はほとんど鋼塊のまま破壊したので、C3 はできるだけ低温で鍛造した結果、鍛造棒は一部破断したが、結局所要形状に鍛造できた。これらについて C : U の比をとつてみると、A4 は 4.9、C3 は 3.7 であり、また A3 は 3.8 である。C : U の比が鍛造性に関連をもつことは推測されるが、CONTRACTOR²⁾ の報告では中炭素鋼の場合には C と同量の U 添加鋼でも赤熱脆性を起しているの、一概に結論をつけることはできない。なお低炭素鋼における U の鍛造性におよぼす影響について CONTRACTOR²⁾ は 0.1% C で 0.5% U 以上の鋼は赤熱脆性を示したことが報告されており、また高尾らも 0.29% C 鋼でさらに U 量の低い 0.20% で赤熱脆性を示したことを報告している。著者らの試料で U 量の高いものが鍛造できたのは比較的低い温度で加工を行なつたためである。

(3) 結晶粒度におよぼす影響

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) によつてオーステナイト結晶粒度を測定したところ、Fig. 2 の結果を得た。Al 使用量を同一に

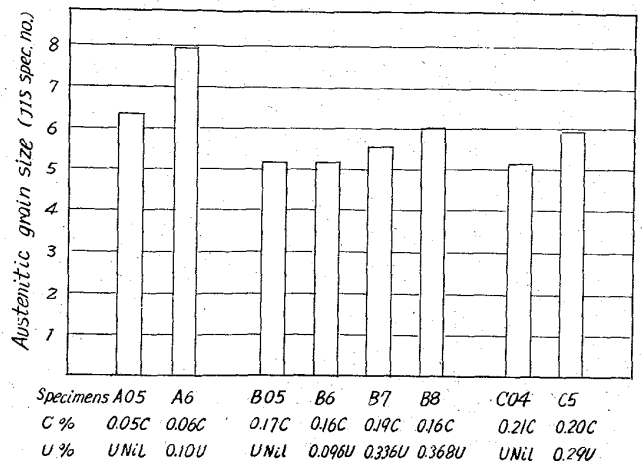


Fig. 2. Austenitic grain-size of steels tested by carburizing method at 925°C/6h.

した3つのCレベルの鋼について、いずれもわずかに微細化する傾向を示した。したがつてU添加鋼は標準鋼よりわずかに微細化される傾向があるが、しかし粗大化を阻止する効果はみられなかつた。CONTRACTOR²⁾ によればUは炭素鋼の結晶微細化には何ら効果なく、低炭素鋼においてむしろ粗大化の傾向にあるという。いずれも効果は微細であり、添加量が増加してもほとんど影響はないものと考えられる。

(4) 清浄度におよぼす影響

Uは強力な脱酸、脱ガス作用をもっているが、生成物の比重がいずれも溶鋼より大きいために、凝固過程でのこれらの沈降分離は積極的な他の処理を併用しなければ困難である。化合物の比重は UO₂ 10.96、US 10.87、UN 14.32 であり、これら化合物の沈降分離は凝固速度と関係をもち、工業的規模の鋼塊では重力偏析が起るといふ。

JIS 点算法によつて鍛造棒底部の非金属介在物を測定した結果を Fig. 3 に示した。これらの結果U添加によ

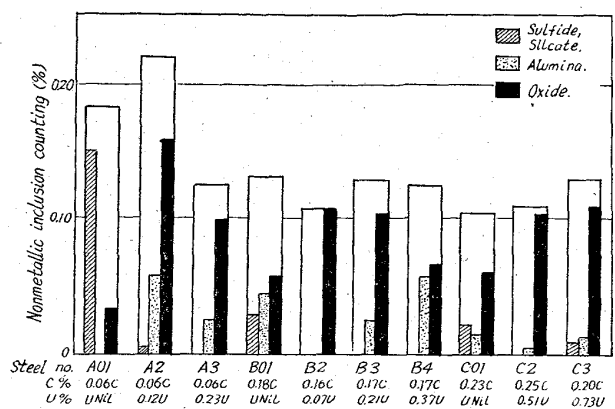


Fig. 3. Results of non-metallic inclusion counting of steel tested.

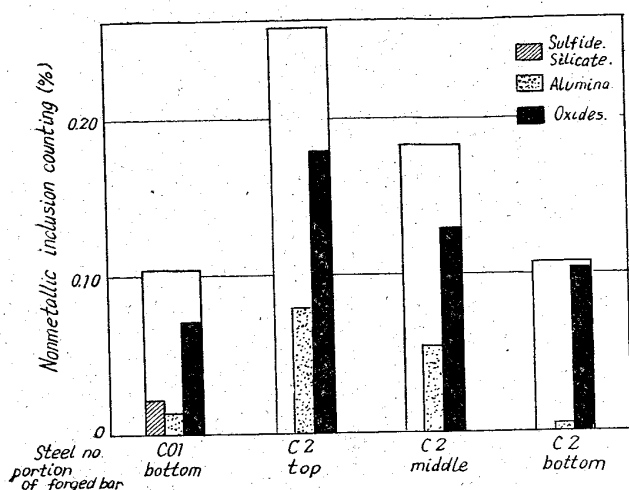


Fig. 4. Results of non-metallic inclusion counting at each portion of forged bar in steel No. C2.

る底部の清浄度の低下はほとんどないが、一部の試料にわずかに低下がみられる。しかし非金属介在物の種類はU添加によつていちじるしく変化し、A系介在物は微量のU添加によつてほとんど皆無となる。鋼中のS量はほぼ一定であるから、Uが安定な硫化物をつくり、除去されるか、または形態的に移行すると考えられる。B系介在物は全鋼種を通じてU添加による変化はみられず、Uは生成した Al_2O_3 には影響しないと考えられる。しかしC系介在物はU添加によつていづれも増加した。なお鍛造棒の各部分における清浄度を試料 No. C2 について測定した結果を Fig. 4 に示したが、この結果でもA系介在物はどの部分も皆無となり、B、C系介在物ともに上部ほど清浄度が低下した。しかし小鋼塊(50φ mm)で凝固速度が急速であること、溶鋼中酸素が一定でないこと、分離の速度が一定でないことなどの理由からU添加量による変化はこの実験からは明らかにできないので、工業的規模でのUの鋼中での偏析とくに重力偏析については証明できなかった。重力偏析については第2報において小鋼塊を溶解炉中でそのまま徐冷したものにつき、種々の検討を試みている。

(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はTable 2 に示す通りである。鍛造仕上温度は一定していないが、焼準はAグループで $930^{\circ}C/1h \rightarrow A.C.$ 、B、Cグループでは $910^{\circ}C/1h \rightarrow A.C.$ の条件で行なつた。鍛造後の硬さはほとんどU添加量とともに増加している。焼準後の硬さはAグループではU添加によつてむしろ軟化しておりB、Cグループではわずかに増加する。Aグループで微量U添加によつて硬さが低下するのは、粒界の不純物を固定するため、Uがやや増加すれば Fe_2U が粒界

Table 2. Hardness of the steels tested as-forged and as-normalized.

Steel No.	C%	U%	Hardness (HrB)	
			As-forged	As-normalized
A01	0.06	nil	60.4	56.3
A 2	0.06	0.12	61.3	48.1
A 3	0.06	0.23	65.3	51.4
B01	0.18	nil	71.5	65.1
B 2	0.16	0.07	72.0	67.6
B 4	0.17	0.37	73.4	71.3
C01	0.23	nil	73.7	74.7
C 2	0.25	0.51	78.4	80.0
C 3	0.20	0.73	80.2	76.9

Table 3. Transformation points of steel of 0.06 %C level by thermal analysis.

Steel No.	C (%)	U (%)	Transformation points ($^{\circ}C$)			
			Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	Ar ₁
A01	0.06	nil	727	845	824	710
A 2	0.06	0.12	740	874	850	710
A05	0.06	nil	715	870	808	700
A 6	0.06	0.10	730	842	870	730

で生成されるから硬さは増加してくると考えられ、B、CグループではU炭化物の生成と Fe_2U の生成が相俟つて硬さは増加すると考えられる。

変態点におよぼす影響を調べるため試料 No. A01, A2, A05, A6 を用いて熱分析を行ない、その結果をTable 3 に示した。これによれば、試料 No. A6 の Ac_3 をのぞいて、すべてU添加によつてわずかに変態点を上昇する傾向がある。とくに Ac_3 , Ar_1 は他より上昇の度合が大きく、これは CONTRACTOR²⁾ のデータとよく一致している。しかしこれらの効果はU添加量の少ない場合は微細である。しかし後にのべるように低炭素鋼では Fe_2U のオーステナイトへの溶解温度と UC の生成量との関係から、変態点におよぼす効果はかなり複雑である。

(6) 組織におよぼす影響

U添加による顕微鏡組織上の変化は低炭素鋼においてはUが選択的に O, S, N とくにCを固定するに必要な量以上添加された場合は Fig. 5 に示した Fe-U 平衡状態図からも明らかなように、金属間化合物 Fe_2U が生成される。Fe-C-U 3元系状態図については $1000^{\circ}C$ における組織図のみが報告されているが、ここではUC がかなり広い範囲にわたつて存在するが、Cが増してもUはすべて炭化物を生成することはなく、ある程度 Fe_2U

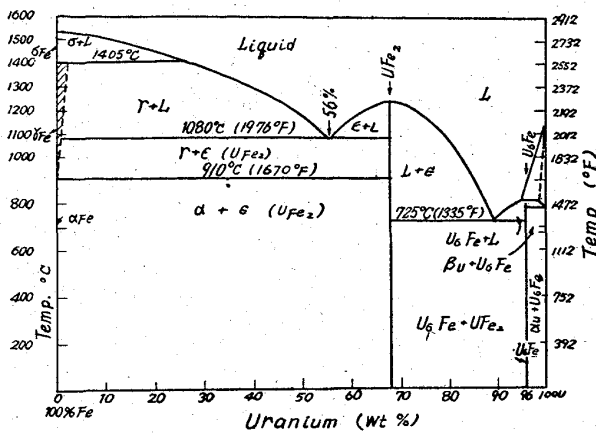


Fig. 5. Constitutional diagram of Fe-U system. [GORDON & KAUFMAN]

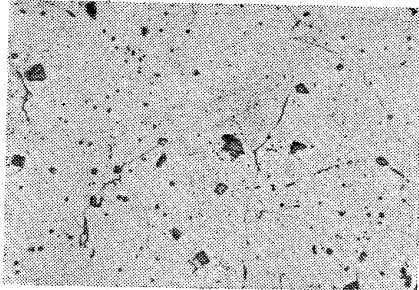


Photo. 1. Microstructure of 0.07% C, 0.34% U steel showed many cubic inclusions considered U(C, N). (2.5% Nital etched) steel No. A4. ×280 (3/5)

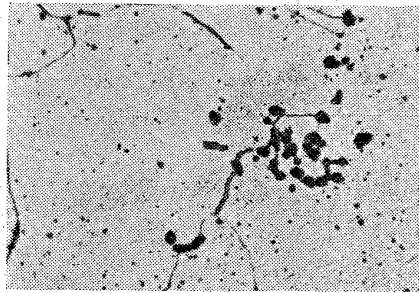


Photo. 2. Microstructure of 0.07% C, 0.34% U steel showed segregation of uranium inclusion considered UO_2 and grain boundary precipitates considered Fe_2U . (as polished) steel No. A4. ×600 (3/5)

を生成するといわれる。

鍛造組織においてはU添加による影響はほとんどみられなかったが、鍛造中破壊した試料 No. A4 は多くの介在物が存在し、とくに6方晶の介在物が注目された。(Photo. 1 参照)これは Ti, Zr などから類推してUの炭・窒化物 U(C, N)のごとき化合物であろう。またこの試料には Photo. 2 に示したような UO_2 と思われる酸化物の偏析がある。なおこの写真の粒界に帯状に析出

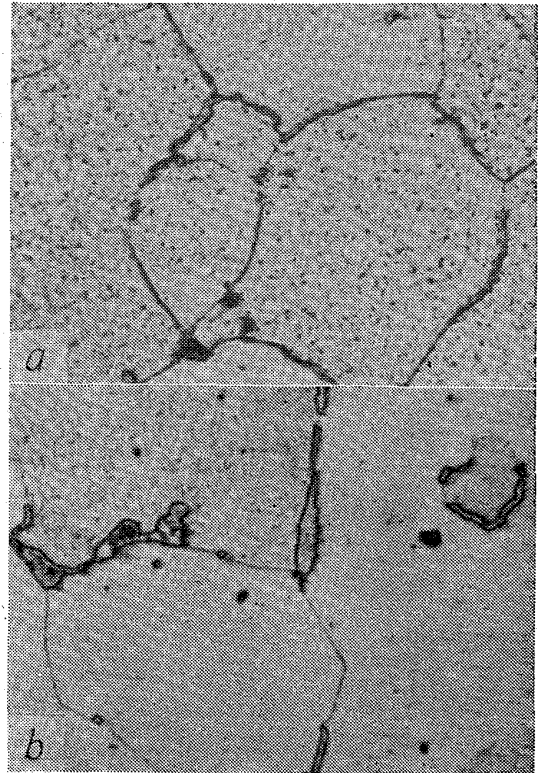


Photo. 3. Microstructure of steel No. A2 (a) and No. A3 (b) showed the grain-boundary precipitates Fe_2U . (2.5% Nital etched) ×600 (4/5)

しているのは Fe_2U である。

鍛造後焼準した試料においては、AグループではU添加量とともに上記同様 Fe_2U が粒界に帯状の析出物として増加してくる (Photo. 3 参照)。B, CグループではU添加とともにパーライトの形状がくづれてくる。村上試薬によつて炭化物を検出したが、試料 No. C3 では Photo. 4 (a)のごとく微細な炭化物が析出している。これらの炭化物は硝酸アルコールによつても検出でき、(Photo. 4 (b))いづれもU添加量とともに増加した。結局Uは鋼中でCの少ない場合には、 Fe_2U および U(C, N), UC を生成し、鋼中C量の増加とともにUCの量が増加することとなる。

(7) オーステナイト中への固溶について

Fig. 5 の状態図にみる通り、現在Uのオーステナイトに対する固溶は十分明らかにされていない。ただ古く BENNECK—HOLZSCHEITER¹⁾が 900°C ~ 1200°C で焼入した 2.15% U 鋼の焼戻温度と硬さの測定から、高温焼入による場合はより耐焼戻性が大であることを指摘している。

著者らは 0.06% C, 0.10% および 0.12% U の試料 No. A01, A2, A05, A6 を用いて定性的にオーステナイトに対する固溶を調べた。溶体化処理条件としては

950°C, 1050°C, 1150°C 各々 3h, および 1000°C, 1100°C, 1250°C 各々 1.5h とし, 中性塩浴で加熱後水冷した. なお試料は 14φ の棒に 5mm 間隔の切込を入れて行なった. これらの試料を 350°C ~ 600°C の温度で 1h 焼戻を行なって焼戻性能曲線を求め, これを



(a) ×280 (b) ×700 (3/5)

Photo. 4. Microstructure of steel No. C3 (a) and No. C2 (b) showed the uranium carbide. (Murakami's reagent and 2.5% Nital etched)

Fig. 6 (a)~(c) に示した. これらの結果から焼入硬さは 1050°C での処理が最高値を示し, 標準鋼より HrB 硬さが 15 高かった. しかし 1100°C, 1150°C, 1250°C での処理ではこの差は大きくなかったがいずれの場合も標準鋼より高い値を得た. 焼戻においては耐焼戻性をわずかに示すと同時に 450°C ~ 550°C の間で二次硬化をみとめ, とくに 1050°C 処理材の効果が大きいと同時に, また加熱時間の増加するほど効果が大きくなった.

これらの結果から鋼中の U 化合物 Fe_2U は 950°C 以上とくに 1050°C 以上の高温域において分解し, オーステナイトにわずかながら固溶することがわかった.

なおこれらの U 添加鋼は焼入によつて Photo. 5 に示すような擬マルテンサイト組織を示す特徴がある. しかし 950°C, 1000°C で処理した U 添加鋼ではこの組織は部分的でわずかであった. この擬マルテンサイト組織はオーステナイトに固溶した U が変態時にフェライトの正常な成長を阻止するために起つたものであり, 硬さの増加はこの組織のためである. なお 950°C 以上で溶体化し, 油冷, 空冷, 炉冷を行なった試料は水冷によつて得られた擬マルテンサイト組織は全くみられず, 焼戻によつても標準鋼とほとんど同一の硬さであった. したがつて固溶した U をそのまま常温にもちきたすためにはかなり冷却速度を大きくする必要がある. なお水冷した試料の焼戻においては, この擬マルテンサイト組織がくずれてくるが, 二次硬化を示す温度で焼戻した試料でも光学顕微鏡的に析出物を見出すことはできなかった. この擬マルテンサイト組織を $FeK\alpha$ 線によつて X 線回折を行なったが, マルテンサイトの回折はなく, フェライトの回折線のみであった.

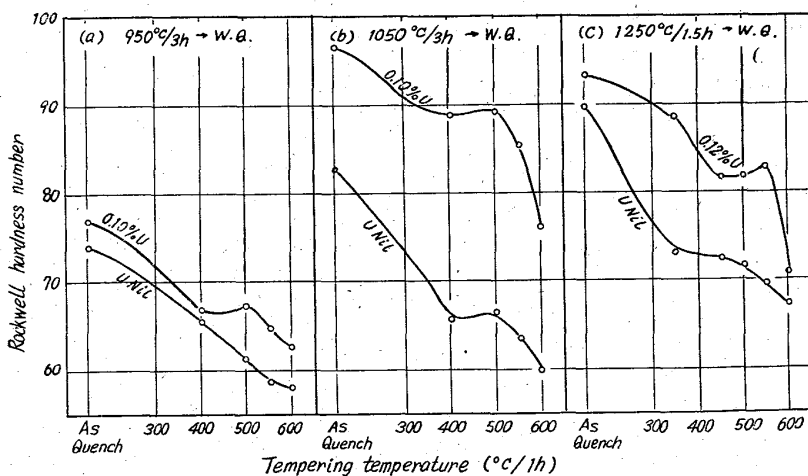


Fig. 6 (a)~(c) Tempering characteristics of 0.06% C steels after solution treatment at 950~1250°C.

(8) 焼入性におよぼす影響

上記 (7) 項と関連して, U の低炭素鋼の変態におよぼす影響を調べるためサブサイズ的一端焼入試験を行なった. その結果焼入温度 900°C 以下においてはほとんど焼入性に対する効果を認めなかった. しかし 950°C 以上ではわずかながら U はオーステナイトに固溶するのでこの結果から, 焼入温度を 950°C 以上としてサブサイズ試片 (13φ × 67) によつて B, C グループの試料に対し, 一端焼入試験を行なった. そのうち 950°C, 1075°C 各 20mn 焼入の結果を Fig. 7 (a)~(d) に示した. これらの結果, U 添加鋼はいずれの場合も焼入性を増加さ

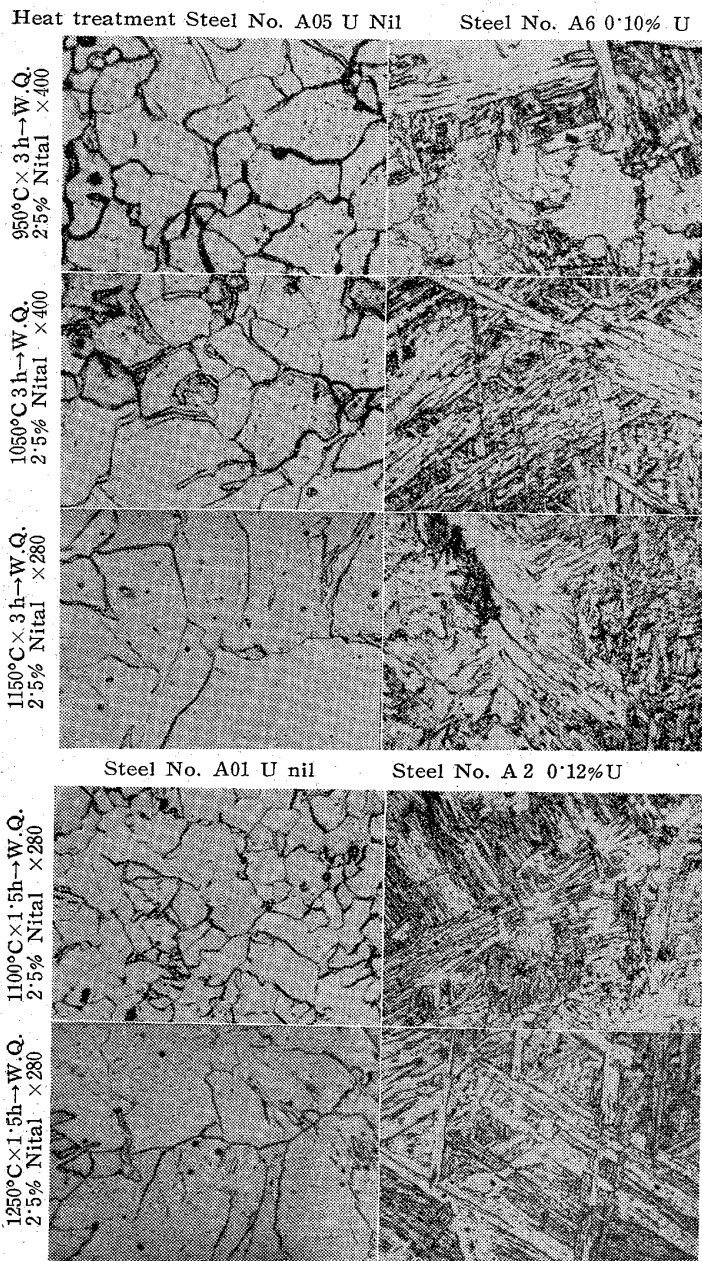


Photo. 5. Microstructures resulting from solution treatment showed the pseudo-martensitic structure in uranium steels. (1/2)

せることが知られた。しかし U% の高い試料 No. B4, C3 では再び焼入性が低下している。したがって U は少量の間は鋼の臨界冷却速度を小とするが、Bグループでは 0.37%, C グループでは 0.73% でかえってこれを増大するようである。

(9) フェライト域の固溶について

フェライトに対する U の固溶はないといわれているが、著者らはこれを調べるため、U の $\beta \rightarrow \gamma$ 変態温度 774°C の上下の温度 750°C, 800°C のフェライト+オーステナイト域で 3h 加熱後水冷し、常温、150°C, 300°C で時効させ硬さを測定した。その結果を Fig. 8

(a)~(f)に示した。これに用いた試料は No. A01, A2, および A05, A6 の 4 種である。常温では時効時間 20h, 150°C, 300°C では 15h まで測定したが、いずれも時効による硬化はみられないので、これらの結果からフェライト域における U の固溶は全くないと考えられる。

(10) 機械的性質におよぼす影響

U の常温における焼準材の機械的性質におよぼす影響をみるため、B, C グループについて 910°C/1h → A.C. の焼準後に JIS 4 号引張試験片によつて試験を行なった。この結果を Fig. 9 に示した。いずれの場合も U 量増加とともに引張強さ、降伏点、硬さを増したが、伸び、絞りの減少が僅かであり、またほとんど変化のない試料もあつた。しかし何れも効果は微細であるから、0.7% 以下のはほとんど低炭素鋼の引張性質には影響をおよぼさないと考えてよい。これらの結果は CONTRACTOR²⁾ の行なつた 0.1% C < 0.6% U 鋼での結果とほぼ一致している。

しかし衝撃試験における U の効果は 2V ノッチシャルピー試験を行なつた結果、Fig. 9 に示したように U 0.2% 以上では急激に衝撃強さを低下させた。CONTRACTOR²⁾ もほぼ同様な結果を報告しており、U は衝撃強さをいちじるしく低下させることは明らかである。

また 1100°C / 2h 溶体化後水冷した焼入試料についての引張試験の結果は Table 4 のごとくである。これは高温の溶体化によつて U がオーステナイトに固溶するため強くなることを示すもので、前項 (7) (8) の事実と一致している。このように高温の溶体化によつてはじめて U の効果が出たが、900°C 以下の調質においては機械的性質におよぼす U の効果はほとんど認められないことを CONTRACTOR²⁾ が報告しており、900°C 以下の焼入硬さなどからもほとんど変化しないと考えられる。

(11) 加工硬化と歪時効性におよぼす影響

加工硬化能や歪時効性に対する U の効果に関する研究報告はまだないが、U が溶質固溶原子の C, N を固定する効果をもつことは当然考えられるので、これらを調べるため前記の試料とは別に次に示すような Si キルド鋼をつくり、21mm 厚、50mm 巾に鍛伸して供試材とした。

この試料を冷間圧延し、それぞれ 10, 30, 50, 70, 90% の加工を行ない、硬さを測定した結果を Fig. 10 に示した。なお参考のため、0.10% C, Si trace, 0.41% Mn, 0.017% P, 0.036% S のリムド鋼の加工硬化能を

示してU添加鋼と比較した。この結果、圧延前の硬さは鋼の生れが異つているためかなりの差があつたが、加工率の増加とともにほぼ同一となつた。したがつて加工硬化能はU添加によつてほとんど影響しないことが判る。

さらにこれらの冷延試料について歪時効性を調べた。時効は常温においては24hまで150°Cにおいて10hまで行ない硬さを測定した結果をFig. 11(a), (b)に示した。常温においては1hまでにわずかの時効がみられるが、これはUで固定できなかつた溶質原子の影響とみられるが、24h迄に大きな時効はなく、また150°Cにおける時効処理でも、10%加工材が時間とともにやや硬化し、30,50%加工材でも3hにやや硬化がみられるが、いずれも

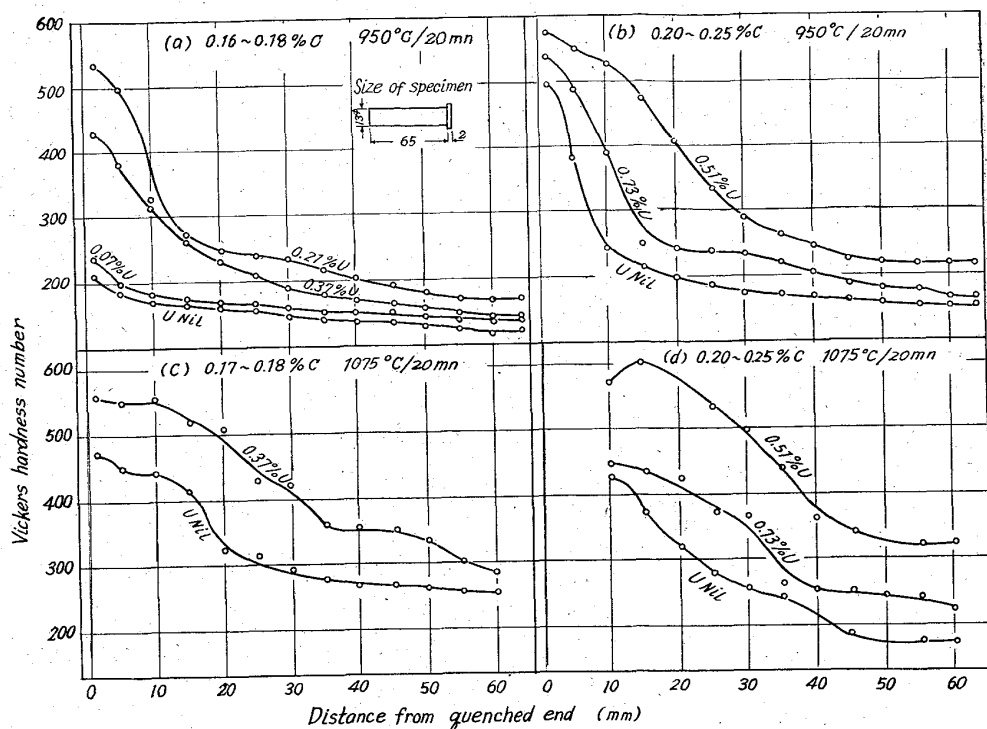


Fig. 7 (a)~(d). Results of subsized end-quench hardenability tests at 950°C and 1075°C.

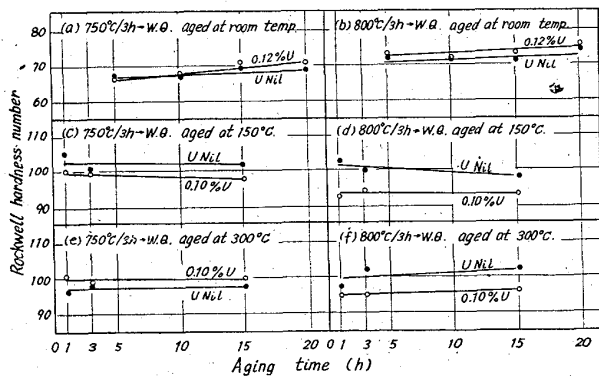


Fig. 8. Results from the age-hardening tests in ferrite region at room temperature, 150°C and 300°C after solution treatment at 750°C and 800°C.

Table 4. Mechanical properties of 0.06% C steels water-quenched from 1100°C/2h.

C (%)	U (%)	Tensile strength (kg/mm ²)	Yield point (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
0.06	Nil	60.1	46.6	30.8	73.0
0.06	0.12	77.4	—	20.9	62.5

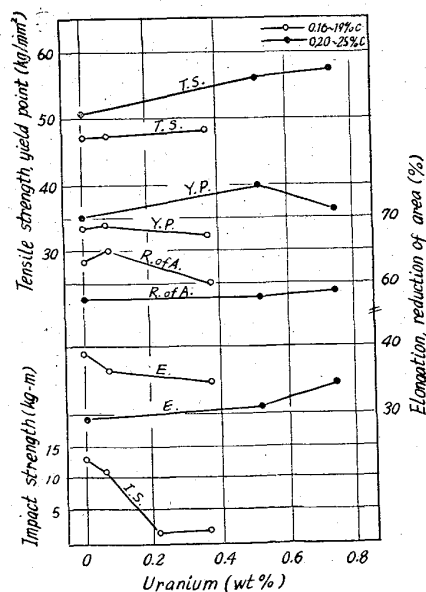


Fig. 9. Mechanical properties at room temperature of the steels as-normalized at 910°C.

Table 5. Chemical composition of silicon-killed steel.

C%	Si%	Mn%	U%*
0.13	0.10	0.31	0.42

* Total uranium

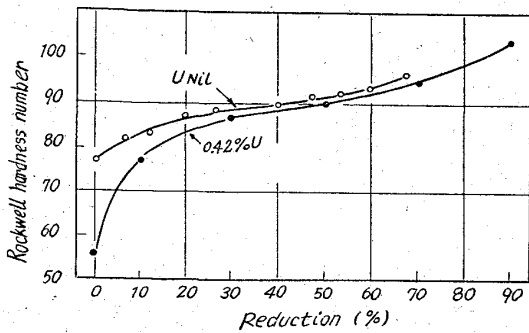


Fig. 10. Work-hardening curves of silicon-killed uranium steel compared with a commercial rimmed steel containing 0.10%C.

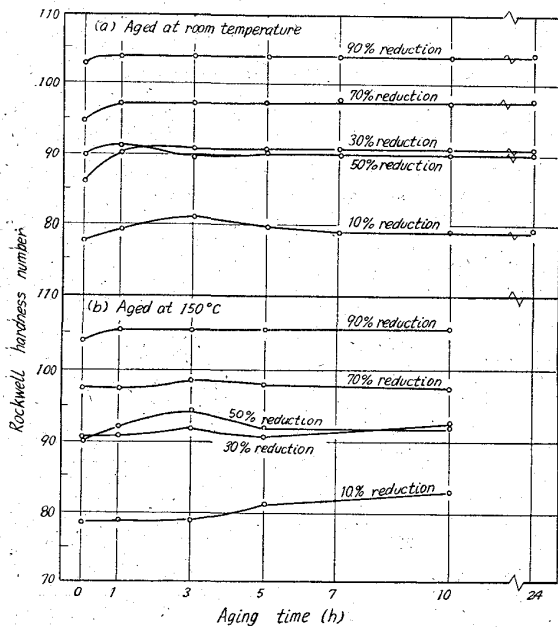


Fig. 11 (a)~(b). Strain aging curves of silicon-killed uranium steel aged at room temperature and 150°C.

HRB 2~3 の程度である。これらの結果からUは溶質原子のC, Nを固定するため時効効果をほとんど消失することが解つた。

(12) 耐食性におよぼす影響

少量のUを添加した鋼の耐食性について、カナダの報告では、そのいちじるしい改善効果を伝えている。著者らもこれをトレースするため、同様な条件で実験を試みた。腐食液としては5%塩酸、3%硝酸、5%硫酸を使用し、50°Cで9h迄の浸漬を行なつた。試料は焼準材を用い、大きさは13φ×6mmで#500(O2)迄研磨した。これらの結果をFig. 12に示した。これによるとU添加は明らかに5%塩酸に対する耐食性を改善し、これはU添加量とともに増大し、腐食減量はかなり低下する。

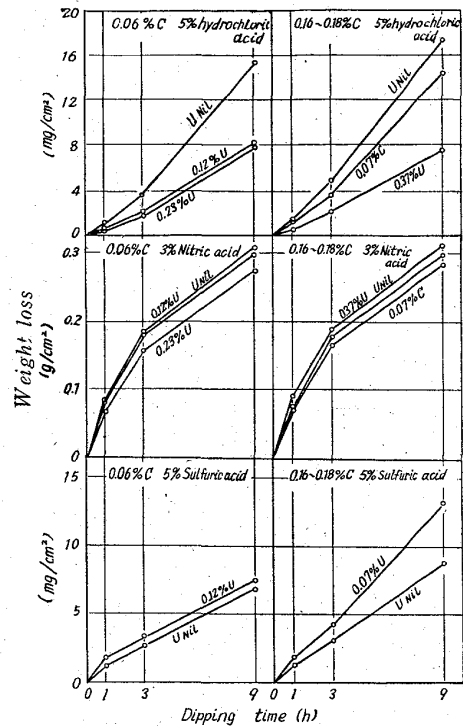


Fig. 12. Effect of uranium content on the corrosion resistance of steel against various acids at 50°C.

しかし3%硝酸に対してはU添加の効果はほとんどなく、この方はカナダの報告と一致していない。また5%硫酸に対しては腐食減量がU添加とともに逆に大きくなり、この図に示さなかつたさらにUの高い鋼種では減量は非常に大きく、ひどく孔食を生じた。この結果はカナダの報告と相反しているが、U化合物の微少な偏析に起因すると考えられる。

IV. 結 言

0.06~0.25% C の炭素鋼に対して、0.7%以下のUを添加して、その効果を調べた結果を要約すると、

- (1) 鋼中Uの歩留は炭素が増加するにしたがつて増加し、平均40%から60%以上となる。
- (2) U添加量の増加するにしたがつて、熱間の鍛造性が低下する。これは粒界のFe₂Uに起因すると考えられるが、鍛造温度を1080°C以下とすれば、さらに鍛造可能なU量が増す。
- (3) U添加によってオーステナイト結晶粒度が微細化されるが、その効果はごくわずかである。
- (4) U添加によって清浄度は必ずしも向上しないが、これは小鋼塊のためと思われる。しかしA系介在物が減少し、C系介在物が増加する傾向は明かである。
- (5) 0.06% C 鋼では、微量U添加によりむしろ硬

さがやや低下するが、添加量が増加すると Fe_2U 生成のため増加する。しかし 0.25% C 鋼では、U 量とともに炭化物生成のため硬さがやや増加する。鋼の変態点は U 添加が微量の場合はほとんど影響されない。

(6) 顕微鏡組織に対しては、U 添加によつて 0.06% C 鋼では粒界に Fe_2U を生成するが、C 量の増加とともに炭化物 UC の量も増加する。また U 量がやや多く（例えば 0.34% U, 0.07% C 鋼）なるとサイアノ・ナイトライド U(C, N) と考えられる 6 方晶の化合物が認められるようになる。

(7) 950°C 以上とくに 1050°C 以上では U はオーステナイトに固溶する。これを急冷すれば擬マルテンサイト組織が得られ、硬さも高くなり、かつ 450~550°C の焼戻によつてかなりの二次硬化を示すようになる。

(8) U のフェライト域に対する溶解度は全くない。

(9) 低炭素鋼の焼入性に対し、900°C 以下の溶体化では U の効果はほとんどないが、950°C 以上の焼入によ

つて焼入性の増大を示す。

(10) U は常温の機械的性質にはほとんど影響しないが、U 添加量が 0.2% を越えると Fe_2U , UC の生成により衝撃値が急激に低下する。

(11) U 添加によつて低炭素鋼の加工硬化能は変化を受けない。また U は C, N などの溶質原子を固定するため歪時効性を阻止する。

(12) V 添加鋼は塩酸に対する耐食性が改良されるが、硫酸に対しては反対に U 添加量とともに低下し、ひどい孔食を起すようになる。

文 献

- 1) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 2, p. 62~82
- 2) EDITED by R. F. KNIGHT & D. K. FAURSCHE: "The Influence of Uranium Addition to Ferrous Alloys", Dep. of Mines and Technical Surveys-Ottawa, Mines Research Rep. R-95 (Apr. 1962) 320 pp.

低 Ni-Cr-Mo-V-B 系高張力鋼の熱処理について*

美馬 源次郎**・山根 寿巳***

On the Heat-treatment of a Low Ni-Cr-Mo-V-B High Tensile Alloy Steel.

Genjiro MIMA and Toshimi YAMANE

Synopsis:

An 80 kg/mm² high tensile steel with a low carbon equivalent value and difficult to harden by quenching was tempered after water-quenching or transformed isothermally and the mechanical properties and the internal friction were measured. The internal friction at room temperature was calculated from the time during which the strain amplitude of the sample set free after being subjected to a transversal resonance vibration by the electromagnetic method decreased to 1/n of the initial value.

The experimental results are as follows:

(1) The sample quenched in water has a low strain amplitude-dependent internal friction and shows a low quenchability.

(2) The strain amplitude-independent internal friction of the specimen quenched in water from 900°C decreases remarkably by tempering in the temperature range from 20°C to 200°C, shows little change in the range from 300°C to 500°C, and increases in the range from 550°C to 700°C. These changes correspond to the changes in the Charpy impact value. The three stages in the variation of internal friction are interpreted respectively as due to the precipitation of carbides from martensite, the decomposition of martensite and the formation of carbides.

(3) The transition temperature rise by tempering in the temperature range between 300°C and 500°C, reaches a minimum after tempering at 700°C. The transition temperature is influenced by the form and distribution of carbides.

(4) The sample transformed isothermally has a strain amplitude-dependent internal friction.

(Received 10 Apr. 1963)

* 昭和38年4月本会講演大会にて発表 昭和38年4月10日受付

** 大阪大学工学部教授 工博 *** 大阪大学工学部講師, 日立造船株式会社技術研究所 工博