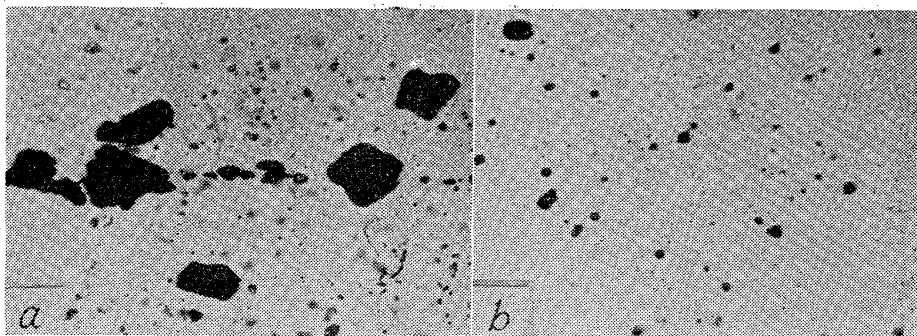


合と異なる。脱酸効果は Fig. 4 に示すが Ca の場合よりさらに低くなっている。脱酸効果の小なる理由としては Ca の場合と同様であるがこれに加うるに一部未反応のまま飛散したことも考えられる。

以上のように Ca および Mg は歩留がきわめて低く、脱酸効果も十分ではなかつた。このような蒸発しやうい脱酸剤で脱酸効果をあげるには普通の表面添加によらず添加法を工夫すべきであろう。また一方このように歩留が低いことを利用すれば酸素量を下げ、脱酸



(×400, forged 1/10) (4/5)

Photo. 1. Typical nonmetallic inclusions in a) vacuum calcium deoxidized pure iron, b) vacuum magnesium deoxidized pure iron.

Table 4. Cleanliness of vacuum Ca, Mg deoxidized pure iron (%) JIS.

element	added %	d A _{400×60}	d B _{400×60}	d C _{400×60}
Ca	0.1	0.017	0.000	0.810
	0.2	0.000	0.000	0.713
	0.3	0.000	0.000	0.675
	0.5	0.000	0.000	0.689
	1.0	0.000	0.000	0.701
Mg	0.1	0.000	0.000	0.804
	0.2	0.000	0.000	0.783
	0.3	0.000	0.000	0.533
	0.5	0.000	0.000	0.600
	1.0	0.000	0.000	0.708

文 献

- 1) 草川, 大谷: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 504
- 2) 草川, 大谷: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1812
- 3) 草川, 大谷: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 555
- 4) 草川, 大谷: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1815
- 5) 草川, 大谷: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1472

(199) 鉄に対するウランの硬化作用

東北大学金属材料研究所

工博 今井勇之進・工博○増本 健
八幡製鉄, 技術開発部 阿 部 興 紀

Hardening Effect of Uranium for Iron.

Dr. Yunoshin IMAI, Dr. Tsuyoshi MASUMOTO
and Kōki ABE.

1. 結 言

U は化学的に活性であるとともに比重が大で、しかも原子半径がきわめて大きいことから、近年鋼に対して清浄化作用、固溶体硬化作用、あるいは化合物の析出硬化作用などを期待してU鋼の研究が進められた。しかし従来の鉄鋼材料におよぼすUの効果に関する多くの研究によると、Uの添加による著しい有益な効果はほとんど認められておらず、とくに期待された炭素鋼や低合金鋼においては余りよい結果は得られていない。著者らが行なつた低炭素鋼、中炭素鋼、低合金鋼の結晶粒度、清浄度、変態点、焼入-焼戻硬さ、組織におよぼすUの効果の研究でも、鋼へのUの添加は結晶粒度をやや微細化する効果を示すが、熱処理特性にはほとんど影響せず、また清浄度ではむしろ悪化するなどの結果をえた¹⁾。

しかしUの特殊な性質から鉄への合金元素の一つとして考えた場合の基礎的機能は学問的に興味深いものがある。すなわち極低炭素鋼の場合には焼入温度を高くすれば、固溶Uの効果およびFe₂U化合物の析出硬化による強さの上昇を期待しえる。そこで本報では試料をとくに極低炭素鋼にのみ限つてU添加による急冷した過飽和固溶体の硬化の程度およびその後の焼戻による析出硬化の程度を調べ、Uのごとき原子半径の大きい元素と他の元素との作用の比較を試みた。

剤元素を鉄中にほとんど残さない脱酸の可能性もあると考えられる。

2.3 非金属介在物

分析試料を採取した残りの試料を 30mm φ に鍛造し(鍛造比約 1/10) JIS 法に基いて非金属介在物の検査を行なつた。その結果を Table 4 に示す。また Ca および Mg 脱酸の代表的介在物の一例を Photo. 1 に示す。Ca, Mg いずれの場合も非金属介在物は添加量を増すことによりやや減少するが Ti 脱酸のような顕著な減少はみられない²⁾。また Photo. 1 に示すように Ca 脱酸による非金属介在物はやや大型であり、Mg の場合は細く分散する傾向がある。

3. 結 言

1. Ca, Mg を真空中で純鉄に添加すると吹上げをおこすので粒度をそろえ、分割添加して一度に多量添加せぬようにしなくてはならない。Mg の場合は吹上げがはげしく普通の表面添加では炉外への飛散を防止することは困難である。

2. Ca, Mg の普通の表面添加による真空中の脱酸で、脱酸効果は小であつたがほとんど純鉄中に脱酸剤元素を残さずに脱酸することができた。同一添加量について比較すると Ca の方が Mg より脱酸効果が大である。

3. Ca を真空中で純鉄に添加すると炉内真空度は添加前に比して著しく上る。

4. Ca, Mg を真空中で純鉄に表面添加しても非金属介在物はほとんど減少しない。

Table 1. Chemical composition of U-Fe alloys.

No. of Specimen	C%	Si%	Mn%	P%	S%	U	
						wt%	at%
U_L-1	0.05	0.18	0.58	0.013	0.011	—	—
U_L-2	0.04	0.18	0.68	0.014	0.013	0.02	0.005
U_L-3	0.04	0.17	0.70	0.012	0.014	0.07	0.016
U_L-4	0.04	0.26	0.77	0.012	0.012	0.28	0.066
U_M-1	0.010	tr	tr			0.13	0.031
U_M-2	0.011	0.08	tr			0.32	0.075
U_M-3	0.033	0.22	0.01			1.15	0.273

2. 試料および実験方法

使用した試料の化学成分を Table 1 に示す。本合金は日本学術振興会、第 122 委、ウラン鋼特別研究会の共通試料で、L系はUを Al 箔に包んで添加した大気中高周波溶解材で、またM系は真空溶解材である。なお比較のために最高 5 at% までの Cr, Ni, V, Mo, W, Si などの二元系鉄合金を真空溶解した。

本実験では主として常温におけるピッカース硬さ、圧縮、引張の各試験により硬さ、降伏強さ、引張り強さを求め、その他光学および電子顕微鏡による組織検査、母相の格子常数の測定のためのX線回折を行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 Uの過飽和フェライトの機械的性質

Uの原子半径はきわめて大きいから他元素に比べ固溶体硬化も著しいと考えられるが、鉄のフェライト中へのUの固溶度は零に近いためにその作用を知ることはできない。しかしオーステナイト相中には数%固溶するからU量の少ない範囲の合金をオーステナイト範囲から急冷することにより過飽和フェライトをえることができる。950°C ~ 1300°C の範囲で 2 hr 加熱後水冷したL系およびM系のU合金の常温硬さおよび組織を調べた結果、U量が約 0.3 wt.% 以上の合金は急冷によりマルテンサイト状組織となり硬さも上昇する。ただ U を 1.15

wt.% 含む U_M-3 合金には 1100°C 以上で粒界、粒内に $\gamma + Fe_2U$ の共晶 (硬さ約 600 DPN) が少量見られる。この焼入硬さとU量との関係を示したのが Fig. 1 である。この図からU量の増加とともに硬化すること、L系のU合金はM系の合金に較べて硬さが高いこと、L系合金は焼入温度が高いと硬化するが、M系合金では逆にやや軟化する。

また参考のために示した各合金の焼鈍硬さ (1300°C から炉冷) ではM系よりもL系合金の方が高くなっているがU量によりほとんど変わらない。すなわち高温から急冷したことによりUが過飽和に固溶されて硬化する。一方、焼鈍状態では大部分U化合物として析出するが、この程度のU量ではその硬化作用は極くわずかであることがわかる。L系とM系の合金間の相違は他の微量元素C, Si, Mn などの含有量の差により生ずるものであろう。

次に引張試験の結果を Fig. 2 に示す。1300°C から水冷したM系合金を除いて、硬度の結果と全く同じ傾向を示し、焼鈍材との比較からいづれも焼入処理により引張強さが著しく増加することがわかる。ただ 1300°C から

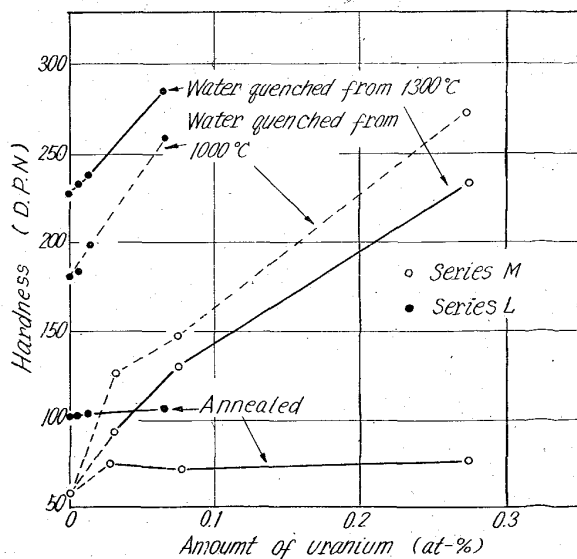


Fig. 1. Relation between amount of uranium and hardness for quenched or annealed uranium-iron alloys.

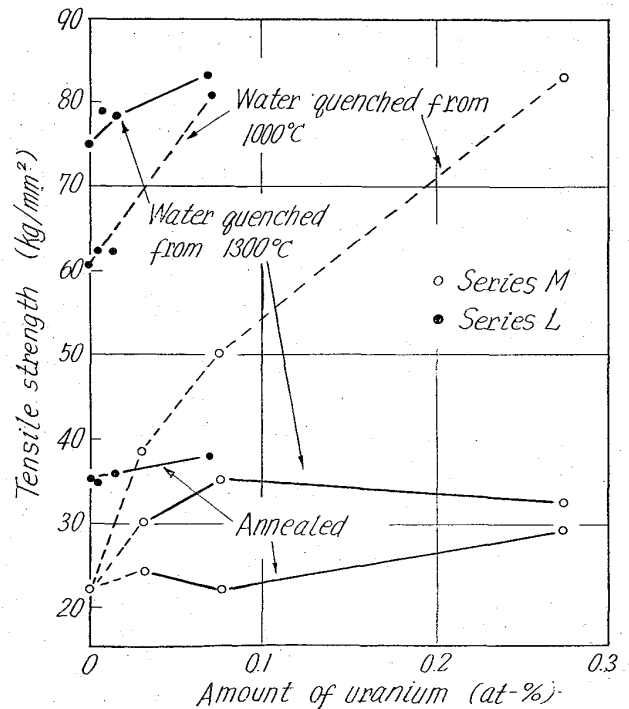


Fig. 2. Relation between amount of uranium and tensile strength for quenched or annealed uranium-iron alloys.

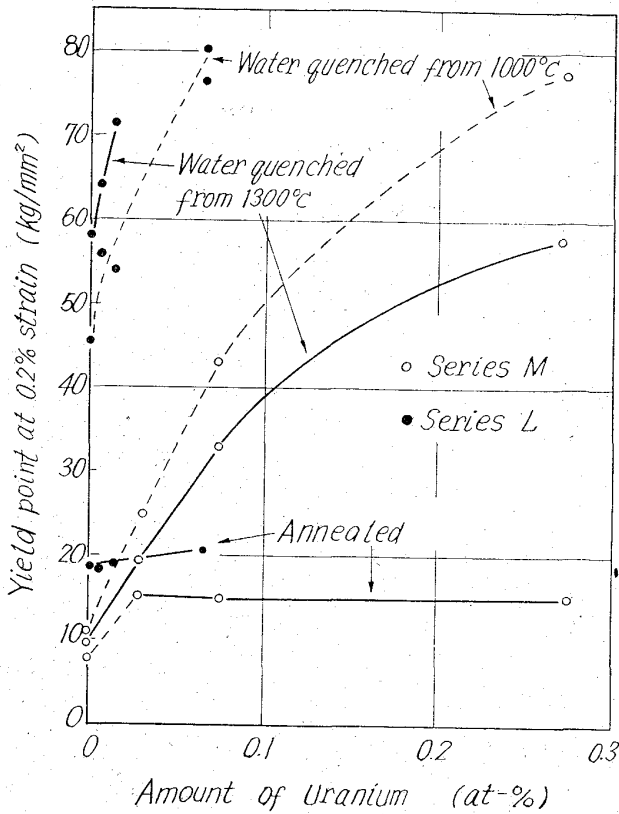


Fig. 3. Relation between amount of uranium and yield point at 0.2% strain for quenched or annealed uranium-iron alloys.

ら水冷したM系合金の引張り強さは 1000°C から焼入れた合金に較べてきわめて低く、しかもほとんど伸び、絞り無しに粒界破断する。これは粒界への脆い共晶物の析出のためと思われる。状態図からは 1.15 wt% U 程度では高温においてオーステナイト1相であるはずであるにもかかわらず、共晶組織が消失しないことはオーステナイト中のUの固溶度が実際はさらに低いことを示している。

次にインストロン万能引張試験機により圧縮試験を行ない、0.2% 歪における降伏強さを求めた。その結果を Fig. 3 に示す。やはり前述した硬さおよび引張強さの結果と同様な傾向があり、焼入れによりU量の増加とともに降伏強さがいちじるしく上昇する。

以上の焼入れたフェライトの硬さおよび組織とU量との関係の実験から次の点が指摘しえる。

i) 高温保持によりオーステナイト中に固溶したUは急冷により過飽和フェライトとなり著しく強さを高める。焼鈍状態ではフェライトに固溶せずフェライトの強さを高めないことを指摘しえる。

ii) U量が約 0.3 wt% 以上ではマルテンサイト状組織となるが、0.3wt% 以下では標準フェライト組織を示す。

このことからUによる過飽和フェライトの硬化作用を M 系合金を用いて検討するのが適当である。1300°C から焼入れた 1.12% wt% U 合金では共晶

析出がある。

Fig. 4 は 1000°C から焼入れた U_M 系合金の硬さと他の Cr, Ni, Si, V, W, Mo 二元系鉄合金の硬さを示す。なお破線で 1000°C から炉冷した場合の硬さを示した。用いた各二元系合金はいずれも A₃ 変態を有し、それ以上では均一なオーステナイト相で、焼入れによりいずれも硬化し、とくに Mo, W がいちじるしい。しかしこれら合金元素の硬化作用は U の作用に遠くおよばない。この傾向は他の性質、引張り強さおよび降伏強さに関する実験結果でも全く同様であった。

一般に鉄合金の A₃ 変態は急冷により降下するが、その程度は合金化により著しくなり、合金元素によつてはマルテンサイト組織を示す。

本研究の対象とするU合金は添加量が 0.3 wt% 以下では急冷しても外見上はフェライト組織であるが、急冷したことによる変態の内部歪と原子半径の大きいU原子の過飽和固溶による格子歪が発生して硬化することが考えられる。これは 0.3 wt% 以上添加することによりマルテンサイト状組織になることからもうなづける。一方他の合金の場合には添加量が少量でフェライトおよびオーステナイトの各相の溶解度以下であるから焼鈍硬さの合金化による増加は単純な固溶体硬化により、焼入れ硬さと焼鈍硬さとの差は大部分変態に伴う硬化により生ずると考えられる。

GENSAMER²⁾ によると二元系鉄合金のフェライト強さと合金元素量との間に次式が成立する。

$$T_s - T_{s0} = K(X)^n$$

ただし X は合金元素量 (at%), T_{s0} は純鉄のフェライトの強さ, T_s は X% の合金量を含むフェライト硬さおよび K は強化係数である。この関係は本実験における急冷フェライト強さの場合にもほぼ成立した。そこで試みに硬さ測定から得た硬化係数 K と Fe と合金元素との原子半径の差 (Å) との関係の求めると Fig. 5 に示すとき結果を得た。ほぼ原子半径の差と硬化係数との間に直線関係が成立する。すなわち U の著しい硬化作

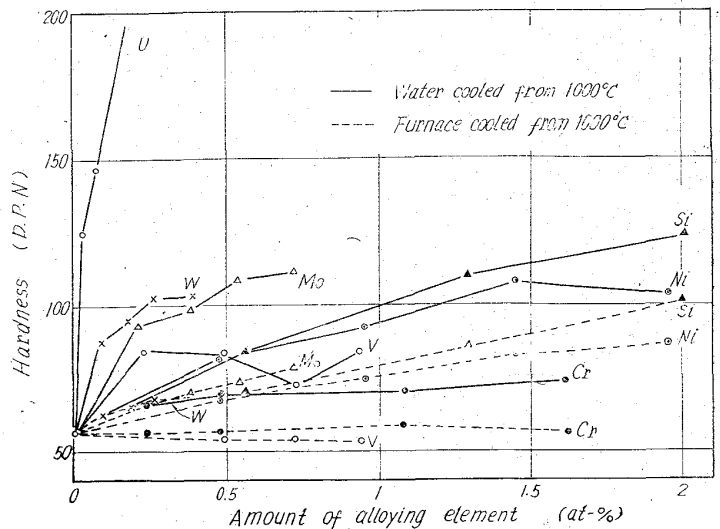


Fig. 4. Relation between amount of alloying element and hardness of quenched or annealed alloys.

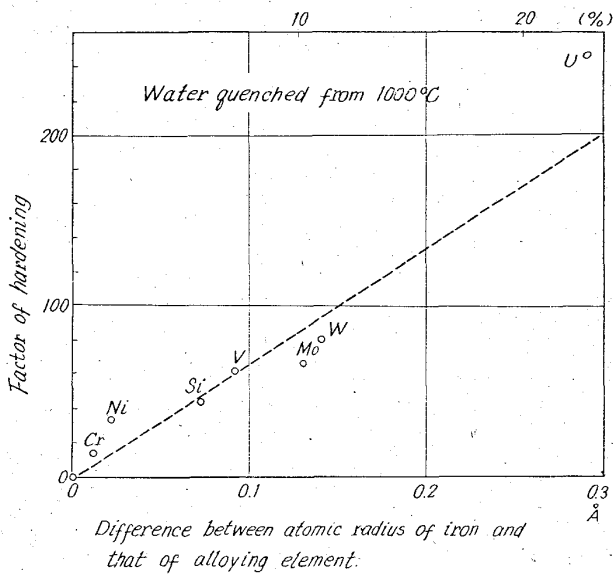


Fig. 5. Relation between factor of hardening and atomic radius of alloying element.

用は定性的に原子半径の差に比例すると云えるから、U の過飽和固溶による格子歪が主原因と推察しえる。

なおこの点に関してはU合金のMs点および急冷材の格子常数の測定の結果を併せて考察する。

3.2 過飽和フェライトの焼戻軟化抵抗

いろいろの温度から焼入れしたU合金を焼戻した際の機械的性質および組織を調べた。オーステナイトから急冷して硬化した0.27 wt%以上のM系合金では600°Cの焼戻までは軟化抵抗を示し、それ以上になると急激に軟化する。

一方L系合金のうち焼入硬化したUL-4で600°Cに明りような二次硬化を認めた。次にインストロン試験機を用いて圧縮法により求めた0.2%歪における降伏強さの焼戻による変化は硬さの傾向と類似しており、L系合金では約600~800°C範囲、M系合金では500~800°Cの範囲で減少する。またUL-4以外の合金にはほぼ500°C付近に降伏強さの増加が認められた。一方UL-4合金には先の硬さの場合と同様に600°Cにいちじるしい増加がある。焼戻組織を調べた結果400°C焼戻までは析出物を認めなかったが、それ以上になると析出を生じ、温度の上昇とともにしだいに凝集する。UL-4合金のようにマルテンサイト状組織の場合にはさらに600°C以上で再結晶を生じる。Fe-U状態図からもわかるように過飽和に固溶したフェライトからはFe₂Uの析出が考えられるが、X線回折の結果でも析出相がFe₂Uであることを認めた。また不純物元素を相当含んでいるL系合金では丁度いちじるしい二次硬化を生ずる焼戻温度、約600°CでFe₂Uの他にUCと思われる回折線も認めた。

4. 総 括

1) Uの添加による過飽和フェライトの硬化作用は他の置換型元素と較べてきわめて大きく、これはUのいちじるしく大きい原子半径に主に起因すると考えられる。

2) 焼入れしたU合金は焼戻によりFe₂Uが析出して軟化抵抗を増すが、さらに少量の炭素を含む合金では

UCも析出して二次硬化し一層軟化抵抗を増す。

文 献

- 1) 今井, 増本, 佐々木: 日本学術振興会第122委, ウラン鋼特別研究会資料 No. 49 (1963)
- 2) M. GENSAMER: Trans. Amer. Soc. Metals, 32 (1944), p. 88

(200) Ni-Al 時効硬化鋼におよぼす熱処理の影響

金属材料技術研究所

○金尾正雄・青木孝夫

Effect of Heat Treatment on Ni-Al Age Hardening Steels.

Masao KANAO and Takao AOKI.

1. 緒 言

時効硬化を利用した低合金鋼の開発はようやく始まったばかりであり、実用鋼の数も少ないが、そのすぐれた性能の一端は明らかにされつつある。しかしなお硬化機構や成分の影響についても未知の領域が多い。著者らは時効硬化型低合金鋼の開発を目指し、前報¹⁾においてまずNi, Al量の影響について報告した。今回は、時効特性を明らかにし熱処理に関する基礎資料を得るための一助として、単純な合金を用い、硬度および基質の格子常数の測定を主として、2, 3の熱処理の影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

再電解鉄, 電解Ni, 高純度AlおよびFe-C母合金を原料として、高周波真空誘導炉で約6kgのFe-5%Ni-2%Al合金およびFe-5%Ni-2%Al-0.2%C合金を溶製した。インゴットを10mmφ丸棒に圧延して供試材とした。Table 1に化学成分を示す。

各種熱処理の影響を調べるために、10mmφ×約6mmの試験片をソルトバス中で所定の温度と時間に保持し、すべて水冷したのち、硬度と一部の試料については基質の格子常数および組織観察を行なった。硬度は30kg荷重によるピッカース硬さの測定を行ない、格子常数の測定はX線ディフラクトメーターでフィルターを通さないFe X線を使用して行なった。背面反射範囲に生じた(211)K_β, (211)K_α, (220)K_β, (220)K_αおよび(310)K_βの5本の回折線からそれぞれ格子常数を算出し、sin²θに対してプロットしてθ=90°に直線的に外挿することにより5桁まで求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 オーステナイト化温度の影響

No. 1, No. 2の試料を900°C~1,100°Cの各温度に

Table 1. Chemical composition of alloys (%).

System	Alloy No.	C	Ni	Al	ΣN
Fe-Ni-Al	1	0.004	5.03	1.91	0.0016
Fe-Ni-Al-C	2	0.18	4.97	1.91	0.0008