

- Publication No. 231, (1957), p. 12~15
- 7) 西原, 他: 鉄と鋼, 46 (1960), 3, p. 406~408
- 8) M. P. BRAUN et al.: Metallovedenie Term. Obrabotka Metallov. July 1959, No. 7, p. 58~60 (Henry Bratcher Translations, No. 4659)
- 9) W. C. HAGEL et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 184~201
- 10) F. E. WERNER et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376~395
- 11) Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle (1954/56/58), [Max-Planck-Inst. für Eisenforschung]
- 12) 中野, 他: 鉄と鋼, 45 (1959), 3, p. 360~362
- 13) D. P. TIMO & R. M. GOLDFHOFF: unpublished research, in Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 189
- 14) "Calculation of the standard end-quench hardenability curve from chemical composition and grain size", (Feb. 1946)(AISI)
- 15) 大和久: "焼入性", (1956), p. 163
- 16) J. H. HOLLOMON, L. D. JAFFE: Metals Technology, TP 1926, Jan. 1946.
大和久: "鋼の選び方, 使い方" (1958), p. 74
- 17) W. STEVEN, A. G. HAYNES: Iron & Steel, 29 (1956), p. 634

低合金高張力鋼に対するウランの添加*

(鉄鋼におよぼすウランの影響に関する研究—III)

長谷川 正義**・斧 田 一 郎***

Uranium Addition to Low-Alloy High-Tension Steels.

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

Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA

Synopsis:

In the previous papers, the authors suggested about the behaviour of Fe_2U and UC formed in carbon steels that Fe_2U was decomposed by the solution treatment over $950^\circ C$ and UC was very stable even by the solution treatment at $1200^\circ C$.

In this paper, the authors reported the results of investigations into the effect of uranium addition on three low-alloy high-tension steels, Si-Mn series, Mo-B series and Cr-Ni-Cu series, and into uranium application instead of molybdenum in order to obtain a bainitic structure.

For Si-Mn series, the effect of uranium is almost the same as in the previous papers. Impact resistance at low temperature is reduced by addition of uranium and the transition temperature increases remarkably. The merit of uranium addition to this series is the formation of stable carbide and improvement of corrosion resistance against dilute hydrochloric acid.

For Mo-B series, no effect is recognized in normalizing at $920^\circ C$, but at $1150^\circ C$, the bainitic structures of the specimen containing uranium become very fine and have an increased in hardness. The same effect is observed in the hardenability test. This finer microstructure has higher tempering resistance than the standard one, and secondary hardening occurs at the tempering temperature of $550\sim 600^\circ C$. As compared with the effects of other elements, the effect of uranium is as little as niobium but less than V, W and Ti. It indicates that the solubility of uranium to austenite is improved by the coexistence of molybdenum and uranium precipitates in the carbide reaction of tempering. But insoluble carbide is retained at the previous austenite grain boundary in the steel containing excessive uranium. The bainitic structure is gained in 0.48% uranium steel normalized at $1150^\circ C$, but this structure has not so high tempering resistance as that of molybdenum-bearing steels.

For Cr-Ni-Cu series, the effect of uranium is similar to that of molybdenum, but of mecha-

* 昭和38年10月本会講演大会にて発表 昭和39年2月5日受付

** 早稲田大学理工学部, 工博 *** 早稲田大学理工学部

nical properties the ductility and impact resistance are reduced by the addition of uranium. Slight secondary hardening based on the precipitation of uranium appears in this series through the high temperature solution treatment. This is different from the Si-Mn series.

(Received 5 Feb. 1964)

I. 緒 言

Uの鉄鋼におよぼす基礎的機能を明らかにするために、行なつた前報¹⁾²⁾において、第1報では低炭素鋼におけるFe₂Uの熱処理に対する挙動を報告し、950°C以上の溶体化によつてオーステナイトに固溶するため、この形態を変化させることができ、引張強さをかなり増加させることがわかつた。しかし第2報における中炭素鋼ではUCを生成した場合は1200°Cでも安定で、固溶、析出に伴う性質改善を目的とした鋼種にはほとんど応用できないことがわかつた。これらのことから第3元素を含まない構造用鋼ではUの合金元素としての効果はほとんど期待できないが、第3元素を含む鋼種でのUの挙動や、U化合物と固溶しあう複化合物(主として複炭化物)を生成した場合の挙動は未知であり、またこのような鋼種での清浄効果、溶接時の問題となる焼入性、ベイナイト組織の生成に対する影響などに対するUの効果を明らかにするため、数種の低合金高張力鋼におよぼすUの影響について研究した。

II. 実験方法

この研究で選択した鋼種は0.25%C以下のSi-Mn系、Mo-B系、Cr-Ni-Cu系で、それぞれフェライト鋼、ベイナイト鋼、焼準一焼戻鋼の3つの主要組織におよぼす影響を明らかにするため選択したものである。ま

たMoの代用としてUを使用した場合のベイナイト生成におよぼす影響を知るためU-B系を加えた。これらの試料の溶製方法は前報同様であり、すなわち小型高周波炉を用いて単独溶解による場合は約3.5kg、分注溶解による場合は約1.8kgの鋼塊とした。溶解原料として普通鋼屑(S10C)を用い、銑鉄、電解鉄で成分調整を行ない、仕上脱酸は0.05%のAlを用いた。Uは出鋼直前にフェロウラン(U:88%)を塊状のまま投入した。鋼塊は分析試料を採つた後、1100~900°Cで鍛伸し、14φの棒とした。かくして得られた試料は13チャージで化学分析結果をTable 1に示した。

III. 実験結果

(1) Uの歩留と鍛造性

Uの大量添加は赤熱脆性、衝撃値の低下を招来することが前報³⁾より知られたので、その添加量は0.2%以下としたが、Mo-B系、U-B系では効果を明りょうにするため0.6%以下とした。分析結果によるUの歩留はSi-Mn系では35%、Cr-Ni-Cu系では37%であつた。しかしMo-B系では増加し、68~88%を示した。しかしU-B系においてはMo共存の場合より低下し、48~58%であつた。第1報の結果からUの添加量の多い場合は鍛造性が低下することがわかつたが、Si-Mn系、Cr-Ni-Cu系では標準鋼と同一に行なうことができた。しかし添加量の多いMo-B系ではやや鍛造性の低下が

Table 1. Chemical composition of steel melted. (wt. %)

Steel No.	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	Cu	B	U
U-10	0.16	0.56	1.14	—	—	—	—	—	Nil
U-11	0.14	0.55	1.50	—	—	—	—	—	0.087
U-20	0.15	0.42	0.66	0.58	—	—	—	0.003	Nil
U-21	0.16	0.38	0.59	0.42	—	—	—	(0.003)	0.34
U-22	0.17	0.38	0.59	0.29	—	—	—	0.005	0.49
U-23	0.18	0.42	0.65	0.50	—	—	—	(0.003)	0.61
U-24	(0.12)	(0.40)	(0.55)	(0.20)	—	—	—	(0.003)	Nil
U-25	(0.12)	(0.40)	(0.55)	(0.80)	—	—	—	(0.003)	Nil
U-26	(0.12)	(0.40)	(0.55)	—	—	—	—	(0.003)	0.29
U-27	(0.12)	(0.40)	(0.55)	—	—	—	—	(0.003)	0.48
U-30	0.24	0.50	1.68	—	1.09	0.43	0.68	—	Nil
U-31	0.23	0.31	1.81	—	1.02	0.52	0.65	—	0.122
U-32	0.23	0.31	1.71	0.28	1.04	0.51	0.63	—	Nil

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

Parenthesized value is expected one.

Analysis except uranium is cited by courtesy of Nippon Steel tube Co. Ltd.

みられた。

(2) オーステナイト結晶粒度におよぼす影響

U添加によつてオーステナイト結晶粒度はわずかに微細化されることを前報で述べたが、今回の対称鋼種についても JIS 滲炭法 (925°C × 6hr) によつて測定した結果、JIS 粒度番号 8~9 でいずれも微細である。これは併用した Al のためであるが、とくに U 添加によるいちぢるしい影響はみられなかつた。この結果を Fig. 1 に示したが、Cr-Ni-Cu 系をのぞき他は標準鋼よりわずかに微細である。

(3) 清浄度におよぼす影響

Uは強力な脱酸、脱硫剤であるが、鋼塊が小型のため生成した化合物の分離が困難であり、清浄度は必ずしも向上しないことを報告したが、今回も約 2m の鍛造棒中央部について、JIS 点算法により非金属介在物を測定し、結果を Fig. 2 に示した。Si-Mn 系ではわずかに清浄度が向上したが、Mo-B 系では逆に添加量にしたがつて低下し、また Cr-Ni-Cu 系ではほぼ同一であつた。これらのことから小型鋼塊では U の清浄作用を期待することはできない。なおいずれの場合も A 系介在物は減少するに反し、C 系介在物は増加する。これは第 2 報

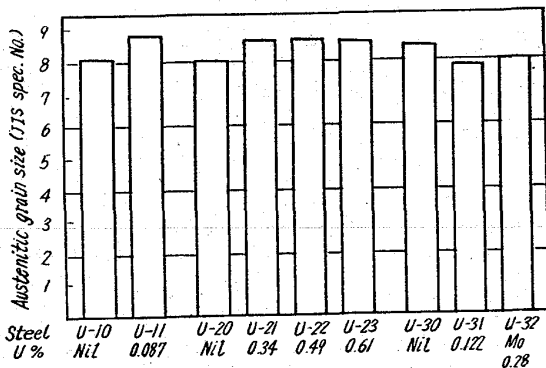


Fig. 1. Austenitic grain size of steel used by JIS carburizing method.

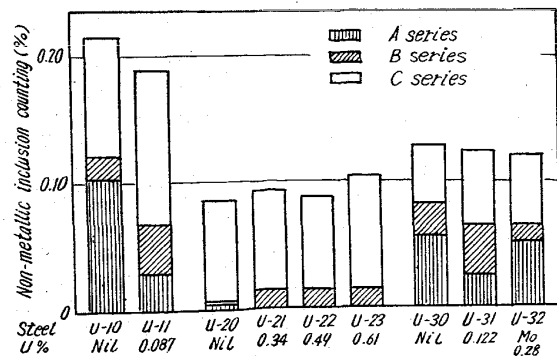


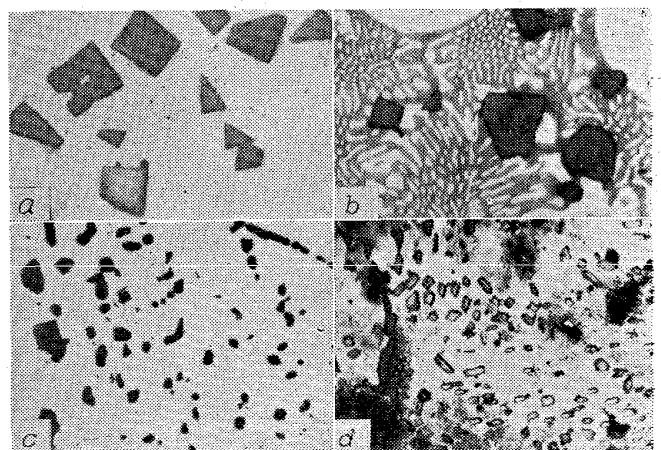
Fig. 2. Results of non-metallic inclusion counting by JIS method.

に述べたように硫化物の形態的な変化に起因するものである。しかし 400 倍で点算可能な微細な C 系介在物はこの中に含まれていないので、これを C 系に含めればさらに増加する。なお B 系介在物は U 添加で増加したが、この理由は明らかではない。

U が鉄鋼中で生成する介在物の形態的な特徴を知るために小実験を試みた。U を含む主な介在物は鋼中では UN, US, UO₂ などであり、窒素、硫黄、酸素を過剰に含む溶鋼中に多量の U を添加して生成させた。すなわち UN は軟鋼を約 150g 溶解し、石灰窒素を添加して十分 N を拡散させた後 U を添加し、US は同様にして硫化鉄を添加した後に U を添加し、UO₂ は電解鉄を溶解して十分酸化させた後に U を添加して生成させた。また UC は U を含む低 C-Cr-Mo 鋼を 1050°C で長時間滲炭したとき外周部に生成されたものを選んだ。これらの実験によつて得られた介在物の写真を Photo. 1 (a)~(d) に示した。UN, US, UO₂, UC はいずれも結晶構造は立方晶であり、また融点は鉄の融点以上であるため、溶鉄中ではすでに固体である。前報の結果からこれらの介在物は熱間加工によつてもその形態は変化しないと思われる。

(4) 焼準組織と硬さにおよぼす影響

920°C × 1 hr の焼準を行なつて、顕微鏡組織を検査した結果、Si-Mn 系では U 添加鋼はフェライト粒度がわずかに粗大化したが、硬さはやや増加した。(Table 2 参照) Mo-B 系では Mo が減少してもベイナイト組織を得ることができた。しかし硬さは Mo 量が減少すると低下した。とくに 0.61%U 鋼は前のオーステナイト粒界にかなり不溶の炭化物を検出した。このように 920



(a) Uranium nitride. (as polished)
 (b) Uranium sulfide (boiled sodium picric acid)
 (c) Uranium oxide (as polished)
 (d) Uranium carbide (Murakami's reagent)

Photo. 1. Microstructure showing various uranium-bearing inclusions.

×400 (1/2)

Table 2. Mechanical properties at room temperature and impact strength at 0°C.

Steel No.	Hardness (RB)		Tensile strength (kg/mm ²)	Yield point (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	2V Charpy impact strength at 0°C (kg-m)
	920°C, 1hr A.C.	680°C, 8hr A.C.					
U-10	82.5	—	56.3	40.3	41.4	48.5	19.2
U-11	86.7	—	61.9	—	34.0	39.0	3.0
U-20	RC 11.4	—	70.4	—	26.3	43.5	—
U-21	RC 9.8	—	67.1	—	24.6	35.0	—
U-22	RC 6.5	—	64.8	—	29.7	37.0	—
U-23	RC 14.5	—	70.1	—	11.7	7.0	—
U-30	RC 30.4	RC 10.1	72.5	56.1	32.0	44.0	14.7
U-31	RC 32.7	RC 10.6	78.0	49.5	18.9	32.0	4.6
U-32	RC 35.3	RC 12.0	71.1	55.7	31.5	42.0	13.9

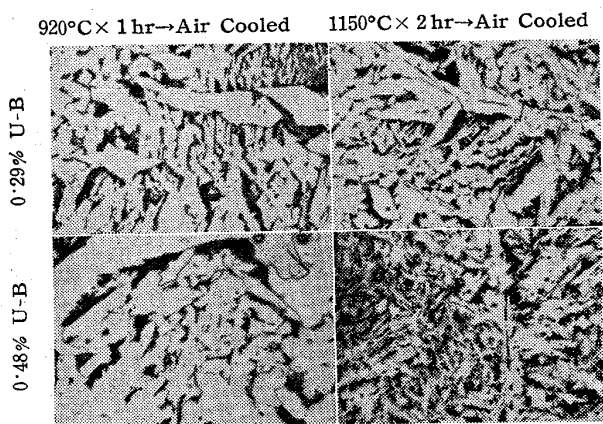


Photo. 2. Microstructure showing plate-like pearlite and ferrite of uranium-boron steel. ×400 (2/5) (2.5% Nital)

°Cでの処理ではUによる効果はなく、U化合物は不溶のままであることがわかる。また U-B系では 920°Cの焼準ではベイナイトを得ることができず、粗大な板状のフェライト、パーライト組織となり、硬さもともに HrB 78 であつた (Photo. 2 参照)。Cr-Ni-Cu系では試料径が小さいため、焼準によつていずれもマルテンサイト組織となり、とくにUやMoを添加した影響はみられないが、硬さはU、Moを添加したものは増加した。

次に Mo-B系、U-B系について 1150°C×2hrの焼準を行なつて顕微鏡組織を検査した。Moを含むU添加鋼の組織は標準鋼にくらべ微細となり、炭化物相の分布が均一である。これらを焼戻したときの組織写真を Photo. 3 に示した。村上試薬によつて炭化物の分布をしらべたところ、Photo. 3 に示したように、0.61%U鋼では前のオーステナイト粒界に不溶の炭化物をかなり認めた。この高温の焼準によつてU添加鋼の硬さは標準鋼 (HrC 10) よりかなり増加し HrC 17~21 に達した。したがつてMoの共存のもとでU添加鋼のベイナイトは強化され、またUはより多くオーステナイトに固溶

するものと考えられる。U-B系では 0.29%U鋼は 1150°Cの焼準によつても 920°Cの処理と同様であるが 0.48%U鋼ではやや粗大なベイナイト組織を得た (Photo. 2 参照)。硬さは 0.29%Uが HrB 81 に対し、0.48%Uでは HrB 89 を示した。しかし写真から知られるように前のオーステナイト粒界にはかなり帯状、点状の不溶炭化物を残している。

(5) 機械的性質におよぼす影響

焼準炭素鋼の機械的性質におよぼすUの影響は引張強さを増し、伸び、絞り減を減ずることを報告した。今回の対象鋼種に対し Si-Mn系、Mo-B系では 920°C×1hr 焼準、Cr-Ni-Cu系では 920°C×1hr 焼準、680°C×8hr 焼戻を行ない、JIS 4号試験片を用いて引張試験を行ない、その結果を Table 2 に示した。Si-Mn系においてはU添加によつて引張強さをやや増加し、伸び、絞りが低下した。Mo-B系では Moの減少とともに引張強さは低下し、とくに 0.61%U鋼では Mo 0.50%でも伸び、絞りが非常に低下した。Cr-Ni-Cu系では焼戻抵抗が大きく、長時間焼戻によつて硬さを HrC 12 以下として試験を行なつた結果、Mo添加鋼は標準鋼とほぼ同一であつたが、U添加鋼は引張強さをわずかに増加したが、伸び、絞りが非常に低下した。このようにU添加鋼は 920°Cの焼準によつては機械的性質をほとんど改善することなく、大量添加は伸び、絞りを減ずる結果となる。これらはいずれもUCの安定性に基く結果であるが、焼準温度を高めれば、とくに Mo-B系において機械的性質の改善が出来る。しかしこれは溶接構造物にとってはむしろ好ましくない効果になると考えられる。

(6) 衝撃値におよぼす影響

Uは常温および低温の衝撃値を低下することを報告したが、これを定量的に示すために Si-Mn系について 2Vノッチシャルピー試験片によつて低温の衝撃試験を行

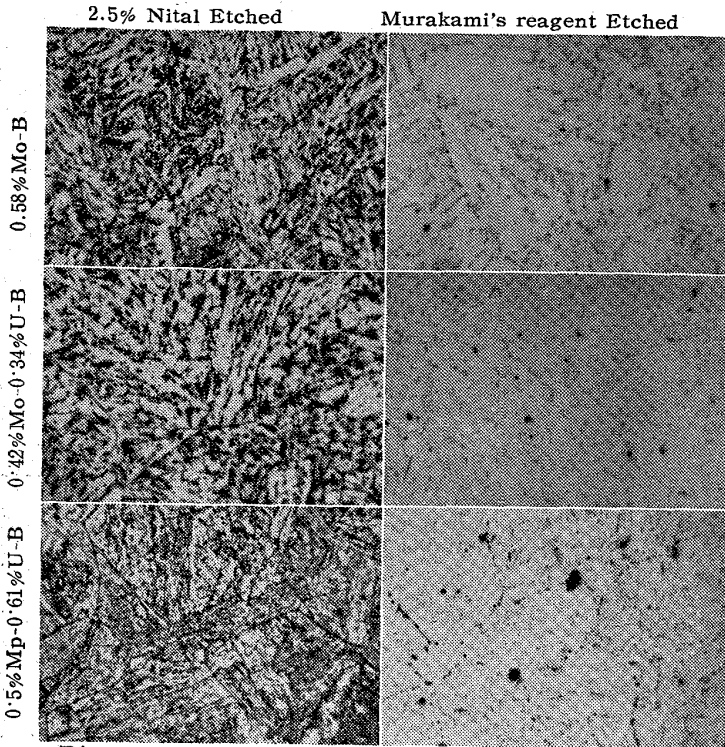


Photo. 3. Microstructure showing bainite and carbide in the bainitic structure obtained by heat treatment; 1150°C × 2hr → Air cooled & 700°C × 1hr tempered. ×400 (1/2)

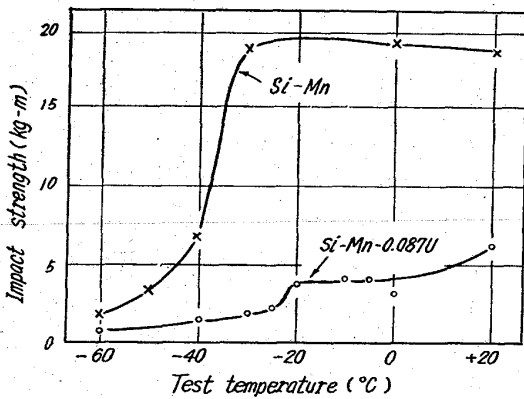


Fig. 3. Impact strength of Si-Mn steel at low temperature (Charpy V-notch)

ない遷移温度を求めた。これらの結果は Fig. 3 に示すように、標準鋼での遷移温度は -40°C 附近にあるが、微量 U の添加によつて常温の衝撃値も低下し、遷移温度は上昇して -20°C 附近にある。Cr-Ni-Cu 系では 0°C の衝撃値を比較した (Table 2 参照)、この結果 Mo 添加鋼は低下しなかつたが U 添加鋼はかなり低下し、4.6 kg-m となつた。このように U 量が少量でも低温の衝撃値は低下し、遷移温度は上昇するので、予期したところではあるが、低温用鋼に対しては有害元素である。

(7) 一端焼入性におよぼす影響

低炭素鋼に対しては 1000°C 以上の溶体化による場合のみ U は焼入性を向上させ、1000°C 以下、または中炭素鋼では焼入性の向上はないことを報告した。これは溶接時炭素や窒素を安定化させる上で効果があると考えられる。この研究においては 13φ × 70mm の試料を用いて 1000°C、1200°C で一端焼入試験を行なつた。これらの結果を Fig. 4~6 に示した。Si-Mn 系ではフェライト、パーライト組織であるので焼入性は問題とはならないが、一応基礎的データをj得るため行なつた。この結果 U 添加鋼 1000°C、1200°C とともに焼入性をわずかに増加させたが、Mn が含まれているので U の効果は微弱であろう。Mo-B 系では 1000°C の試験では標準鋼と 0.34% U 鋼を比較したが、ほとんど同一となり、U 化合物はマルテンサイト、ベイナイト変態にはなんら影響をおよぼしていない。しかし 1200°C においては U 添加鋼の焼入端は標準鋼とほぼ同一であるに反し、ベイナイト組織範囲では (4) 項にのべた結果と同一となり、焼入性はかなり向上した。これは粒界の U 化合物が分解し、ベイナイト変態温度を低下させ、焼入性を増加させたと考えられる。しかし溶接時はむしろ熱影響部の強さを増し、延性を減ずるために有害効果とならう。Cr-Ni-Cu 系では 1000°C、1200°C とともに全域にわたつてマルテンサイトであり、焼準時の結果に反し、U 添加鋼の硬さは低下している。また Mo 添加鋼も標準鋼より軟化している。したがつてこの試験では U 添加によつてマルテンサイトの硬さは低下することが知られたが、これは安定な化合物をつ

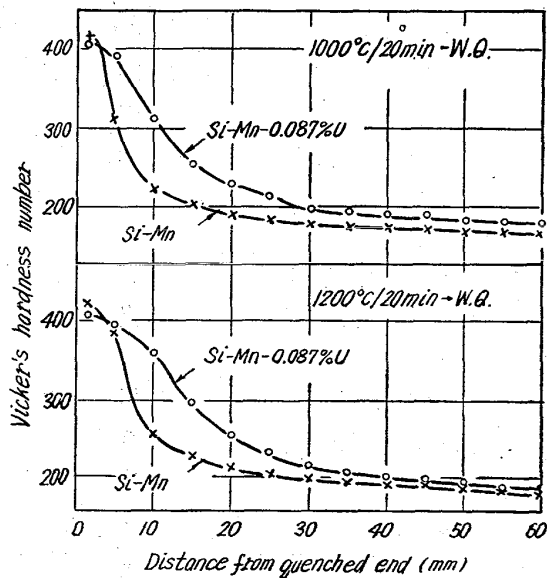


Fig. 4. End-quench hardenability of Si-Mn steels (specimen 13mm φ × 70mm)

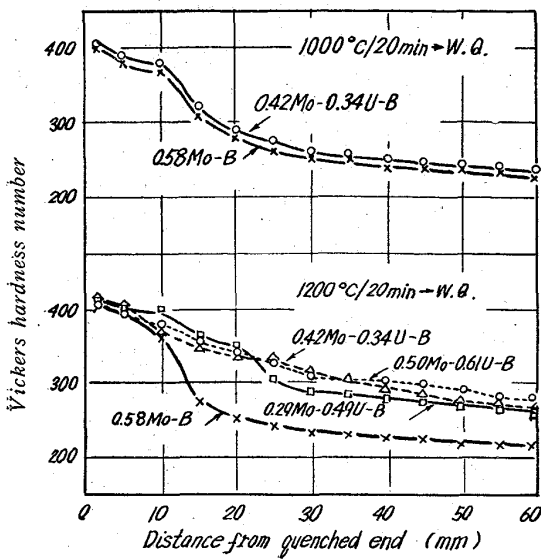


Fig. 5. End-quench hardenability of Mo-B steels. (specimen : 13mm ϕ \times 70mm)

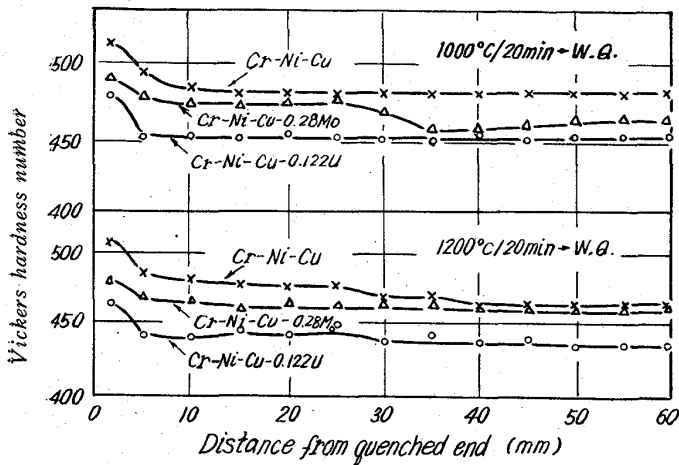


Fig. 6. End-quench hardenability of Cr-Ni-Cu steels. (13mm ϕ \times 70mm)

くるためと思われる。

(8) 2次硬化能におよぼす影響 (焼入-焼戻)

前報の結果から Si-Mn 系においては2次硬化はほとんど期待できないが、他の鋼種では複炭化物生成にもとづく2次硬化が期待され、とくにこれまでの結果から 1000°C 以上の高温溶体化による場合はより明りょうに U の効果が現れるものと考えられる。この実験ではいずれの鋼種も 1050°C 以上の溶体化を行ない、水冷してマルテンサイト組織とし、これを各 1 hr 焼戻して焼戻特性をしらべた。まづ Si-Mn 系では Fig. 7 のように予想通り U による2次硬化は得られず、マルテンサイトの硬さは減少した。したがってこの鋼種ではマルテンサイトの硬さの低下以外見るべき効果はない。次に Mo-B 系では Fig. 8 に示したように Mo 量が減少しているにも

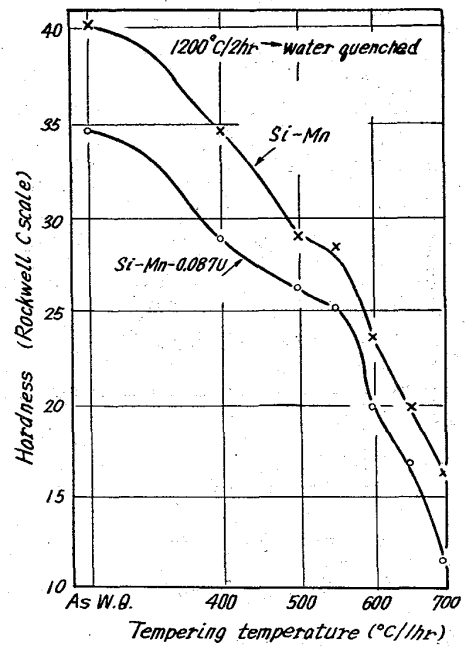


Fig. 7. Tempering characteristics of martensitic structure of Si-Mn series.

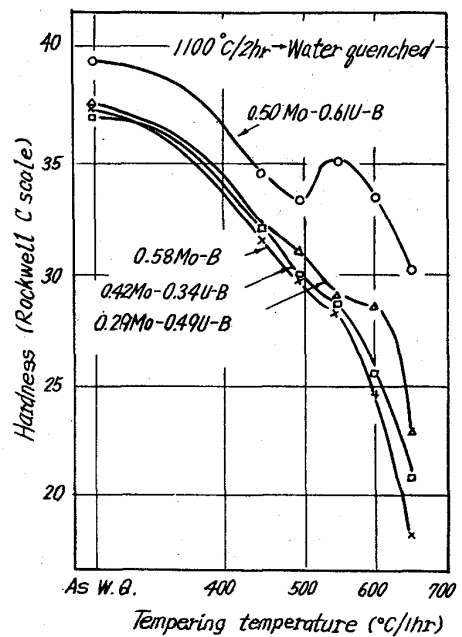


Fig. 8. Tempering characteristics of martensitic structure of Mo-B series.

かわらず U 添加鋼は耐焼戻性を示し、とくに 0.61% U 鋼では 550°C 附近に2次硬化がみられ、Mo 共存のもとで U はより多くオーステナイトに固溶することが知られる。Cr-Ni-Cu 系では 1050°C、1200°C で溶体化したが、1050°C では Fig. 9 に示したように U 添加鋼の硬さは低く、また耐焼戻性もなく、いずれの焼戻温度でも低い、1200°C で溶体化した場合は硬さは増加し、また 600°C 附近にわずかに2次硬化がみられる。(Fig.

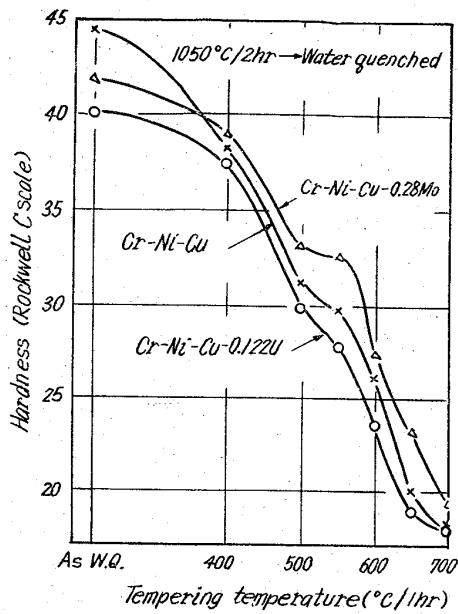


Fig. 9. Tempering characteristics of martensitic structure of Cr-Ni-Cu series.

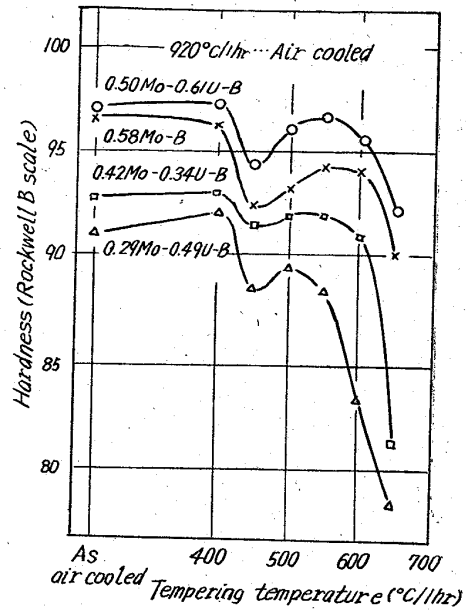


Fig. 11. Tempering characteristics of bainitic structure of Mo-B series.

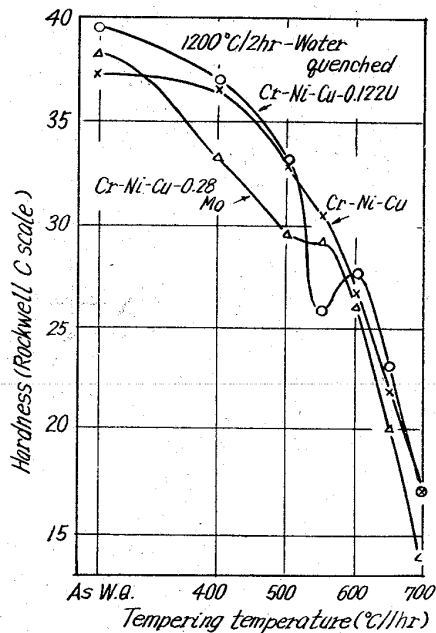


Fig. 10. Tempering characteristics of martensitic structure of Cr-Ni-Cu series.

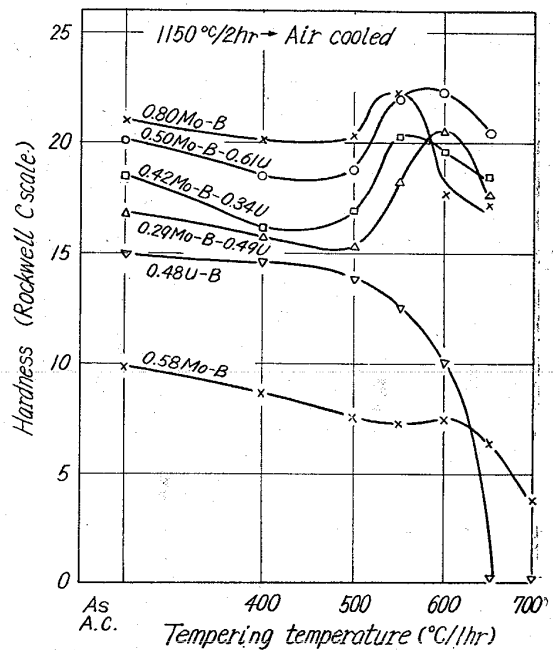


Fig. 12. Tempering characteristics of bainitic structure of Mo-B, Mo-B-U, U-B.

10参照). この鋼種でも高温の溶体化によつて U がより多く固溶することが知られる。

(9) Mo-B, U-B 鋼の焼準—焼戻

低炭素ベイナイト鋼は耐焼戻性にすぐれ、とくに標準鋼の 0.5%Mo-B 鋼にいろいろの合金元素を添加した場合は 550°C ~ 600°C においてベイナイト中の炭化物反応によつて 2 次硬化を起すことがみとめられているが、これらにおよぼす U の効果は未知であり、前述の高温の焼準によつてベイナイト組織が強化されているので、U を

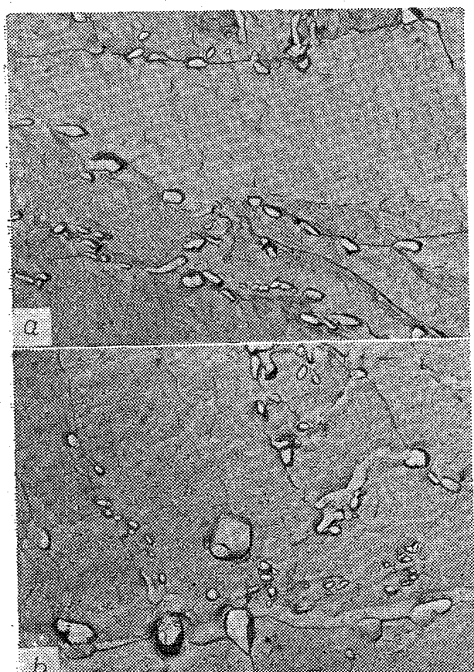
含むベイナイト組織の耐焼戻性は興味ある点である。これをしらべるため、まづ 920°C × 1hr の焼準—焼戻を行なつた結果を Fig. 11 に示した。この結果 Mo 量が減少すると焼準硬さは低下し、いずれの焼戻温度でも変化しなかつた。したがつて 920°C での焼準では U の効果はなんらみとめられない。次に 1150°C で焼準—焼戻した場合は Fig. 12 に示したように U 添加鋼は焼準硬さを増し、焼戻においては 550 ~ 600°C に炭化物析出に

Table 3. Target chemical composition of 0.5% Mo-B bainite steel.

	C	Si	Mn	Mo	V	W	Ti	Nb	B	U*
U-50	0.15	0.40	0.55	0.50	—	—	—	—	0.003	Nil
U-51	↓	↓	↓	↓	—	—	—	—	↓	0.26
U-52	↓	↓	↓	↓	—	—	—	—	↓	0.38
U-53	↓	↓	↓	↓	—	—	—	—	↓	0.40
U-54	↓	↓	↓	↓	0.25	—	—	—	↓	—
U-55	↓	↓	↓	↓	0.50	—	—	—	↓	—
U-56	↓	↓	↓	↓	—	1.0	—	—	↓	—
U-57	↓	↓	↓	↓	—	—	0.25	—	↓	—
U-58	↓	↓	↓	↓	—	—	0.50	—	↓	—
U-59	↓	↓	↓	↓	—	—	—	0.20	↓	—
U-60	↓	↓	↓	↓	—	—	—	0.40	↓	—

* Analytical value.

もとづく2次硬化がみられる。これはベイナイトの炭化物中に含まれたUがMoの炭化物反応にかなり影響をおよぼしていると考えられる。この炭化物成組の同定は現在実験を継続しているが、700°Cで焼戻した場合の組織はPhoto. 2のごとくである。この試料をカーボンレプリカによつて電子顕微鏡で観察したが、U添加鋼ではベイナイト葉の粒界に析出した炭化物が標準鋼より微細であり、またPhoto. 3からも不溶炭化物以外の微細析出相がみられる。この微細な炭化物が550~600°Cでの2次硬化にあずかっているものと考えられる。(Photo. 4参照)またMo単独の場合焼戻曲線を0.80%Moについて示したが、ほぼU添加鋼と同一であることがわかった。



(a) 0.58% Mo-B
(b) 0.50% Mo-0.61%U-B

Photo. 4. Electron micrographs showing the tempered bainite with (b) and without uranium (a).
(extraction carbon replica) ×7000 (1/2)

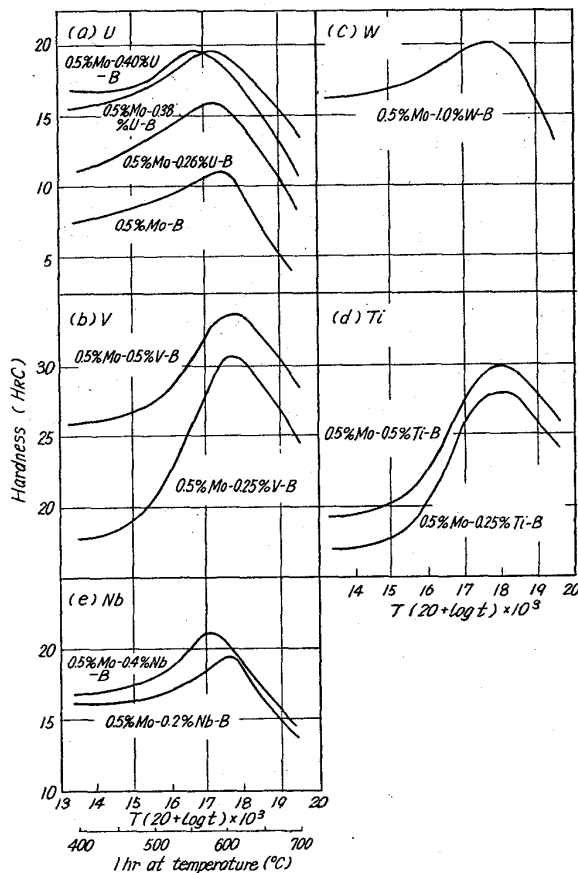


Fig. 13. Effect of various alloying elements on the tempering characteristics of 0.5%Mo-B steel. Normalized at 1150°C × 2hr.

(Fig. 12 参照).

このようなUの効果とU以外の他の合金元素の効果を比較するため、0.50%Mo-Bをベースとし、U、V、W、Ti、Nbを添加した別種の試料を溶製した。化学分析結果をTable 3に示した。920°C × 1hr 焼準し、400~700°Cで各1hr 焼戻を行なった場合の焼戻特性はVを除いて他は炭化物が十分固溶しないため効果が微弱であり、U、Nbは標準鋼とほぼ同一であつた。Vのみが

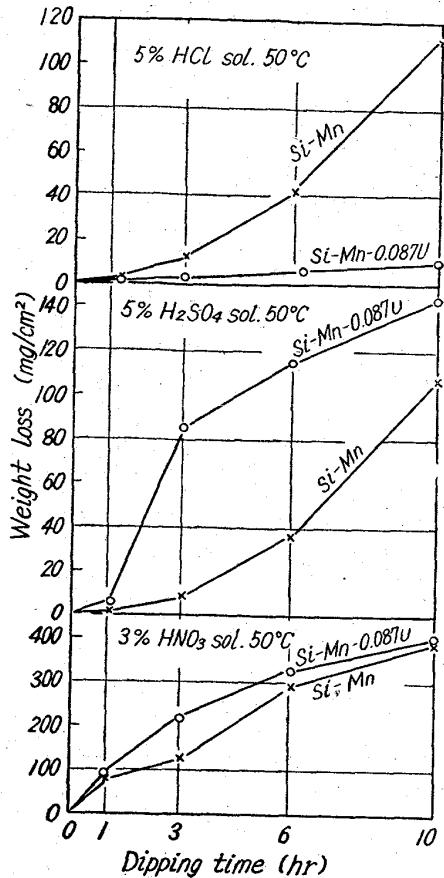


Fig. 14. Corrosion resistance of Si-Mn and Si-Mn-U steels.

大きな2次硬化を起し、600~650°CにおいてHrC 20から30へ増加した。続いて前記同様の高温焼準(1150°C×2hr→A.C.)を行ない、400~700°Cで1hr, 3hr焼戻し、tempering parameterを横軸にとつて焼戻特性をFig. 13に示した。Uは添加量にしたがつて硬さのレベルを上げるが、最高硬度のparameterはやや低くなった。これに対しVの効果は大きく、最高硬度のparameterは変化ないが、2次硬化量は0.25%VでHrC 15から31に達した。WはU同様レベルを上げるがVほどの効果はない。Tiの効果はVによく似ているが最高硬度のparameterは高温、長時間側に移行した。Nbの効果はUに似ており、検鏡の結果、わずかに不溶の炭化物が残留している。以上のことからUは他の合金元素同様V, Tiについて低炭素ベイナイト鋼の耐焼戻性にかなりすぐれた効果をもつものと考えられ、Mo共存のもとでより多くオーステナイトに固溶することが知られた。

なおU-B系においてはFig. 12に示したように0.48%U鋼では0.58%Mo鋼よりも硬さは高いが、焼戻を行なうとMo単独の場合より耐焼戻性はなく、また500~600°Cに2次硬化も起らなかつた。したがってU

単独で得られる組織では炭化物析出は起らず、単に板状のフェライト、パーライト組織が微細になるにすぎず、ベイナイトとは異つたものであることがわかつた。

(10) 耐食性におよぼす影響

Si-Mn系について5%塩酸、5%硫酸、3%硝酸を用い50°Cで浸漬試験を行なつて希酸に対する耐食性をしらべた。前報の結果では塩酸に対する耐食性の向上を報告したが、今回もFig. 14に示すように5%塩酸に対しては微量Uの添加でかなり耐食性は改善された。しかし5%硫酸に対してはU添加鋼の腐食減量は大きく、3, 6hrではかなりの差がみられるが長時間側ではむしろ腐食度は上昇せず、さらに長時間行なつた場合は逆になることが予想される。また3%硝酸に対しては前報通り大きな差はなく、ほとんど影響しないと思われる。

IV. 結 言

低合金鋼として3つの基準鋼種を選択し、これらに0.6%以下のUを添加して諸性質を調べた結果、次のことがわかつた。

(1) U添加鋼の清浄度、オーステナイト結晶粒度に対しては標準鋼にくらべ、わずかな効果がみられるにすぎない。

(2) Si-Mn系鋼では、微量Uの添加によつて引張強さをやや増加するが、かえつて延性を減じ、また常温の衝撃抵抗は低下し、遷移温度は上昇する。

しかも高温の溶体化後の焼戻によつて性質を改善することはできない。

なお微量Uの添加によつて希塩酸に対する耐食性はかなり改善される。

(3) Mo-B, U-B系では

(a) 920°Cでの焼準で、Uを添加してMoを減じた鋼種では機械的性質が低下し、焼戻を行なつても変化しない。

(b) 920°Cでの焼準ではU-B系の2鋼種はベイナイトを得ることができない。また0.20%Mo鋼でもベイナイトは得られない。

(c) 1150°C×2hrの焼準を行なうとMo量を減じたU添加鋼の硬さは増加し、組織が微細となる。しかしU量が多い場合は前のオーステナイト粒界に不溶の炭化物が残る。この処理で0.20%Mo, 0.80%Mo鋼はともにベイナイトが得られる。

(d) 0.29%U鋼は1150°Cの焼準でもベイナイトは得られないが、0.48%U鋼はこの処理でベイナイトに似た微細なフェライト、パーライト組織となる。また

(e) 項と同様に前のオーステナイト粒界には不溶の

U化合物が残留する。

(f) 1000°C の焼入性はU添加によつてもほとんど変化しないが、1200°C では (d) 項と同様にベイナイト域でかなり焼入性を向上する。しかし構造用鋼の溶接にあつては延性を減ずるものと考えられる。

(g) 1150°C 焼準後の焼戻によつて U 添加鋼は 550~600°C に 2 次硬化を生ずる。これは Mo 共存のもとで U がオーステナイトにより多く固溶し、焼戻時の炭化物反応において U がかなり影響をおよぼしている。しかし U-B 系で得られた微細なベイナイト状の組織は耐焼戻性はなく、また Mo 単独の場合より軟化は速い。

(3) Cr-Ni-Cu 系鋼の引張強さは U 添加で増加するが、延性をかなり減少する。また衝撃値も U 添加で低下する。

また 焼入性は U がマルテンサイトの炭素濃度を減少させるため低下する。高温で溶体化すると、焼戻によつてわずかに 2 次硬化がみられる。このことから Si-Mn 系とはことなり、Cr-Ni-Cu 共存のもとでやや U が固溶することがわかった。

追記

2.25 Cr-1 Mo 鋼に関する一連のクリープ試験の結果

によれば、0.12%U 以上の添加によつて何れも 550°C クリープ強さを増加することを知つたが、他の合金元素との作用の比較についてはなお研究中である。

謝辞

この第3報を終るにあたり、U その他の化学分析に関して御協力をいただいた三菱金属鉱業株式会社鉱業研究所および日本鋼管技術研究所に感謝するとともに、第1報の研究より御協力をいただいた日本学術振興会「ウラン鋼特別研究会」の諸氏に対して御礼申上げる。なお、本研究は一部文部省科学研究費及び本協会石原研究奨励金によつて行なわれたものであることを付記して謝意を表す。

文 献

- 1) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 12, p. 1788~1797
- 2) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 536~538
- 3) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 2, p. 174~194
- 4) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING, J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 194 (1960) 2

高クロム高コバルト系熱間ダイス鋼について*

西村 富隆**

On the High-Chromium High-Cobalt Type Steels for Hot Work Dies.

Tomitaka NISHIMURA

Synopsis:

The fundamental characteristics of 12Cr-7W-0.5V-5Co (DSE) and 12Cr-7W-0.5V-10Co (DSF) type steels for hot work dies have been investigated. The results obtained are as follows:

(1) Transformation temperature on heating, specific gravity, specific heat and coefficient of thermal expansion are measured, and particularly it is noticeable that the coefficients of thermal expansion show small values.

(2) Secondary hardening occurs in the temperature range from 500 to 550°C, and that resistance to tempering softening becomes larger with increasing austenitizing temperature. The temperature range suitable for hardening is from 1050 to 1100°C, so the austenitizing temperature of 1050°C only is used for all tests.

(3) The nose of isothermal transformation curve situates at the temperature of 750°C and 15min for DSE, and 750°C and 25min for DSF. M_s temperature is 205°C for DSE and 175°C for DSF.

(4) At the testing temperature of 600°C, hardness, tensile strength and impact strength are Hv 225, 93 kg/mm² and 8 kg m/cm² for DSE, and Hv 270, 107 kg/mm² and 5 kg m/cm² for DSF.

(5) The dimensional change of a round bar at the tempering temperature of 600°C is +0.045% for DSE and +0.040% for DSF in the direction of diameter, and 0% for DSE and -0.010% for DSF in the direction of length.

(6) The tempering at 600°C gives the best impact strength and wear resistance at room temperature.

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表 昭和39年1月6日受付 ** 日本特殊鋼株式会社