

Fig. 1. Low temperature impact strength of steel tested at normalized condition.

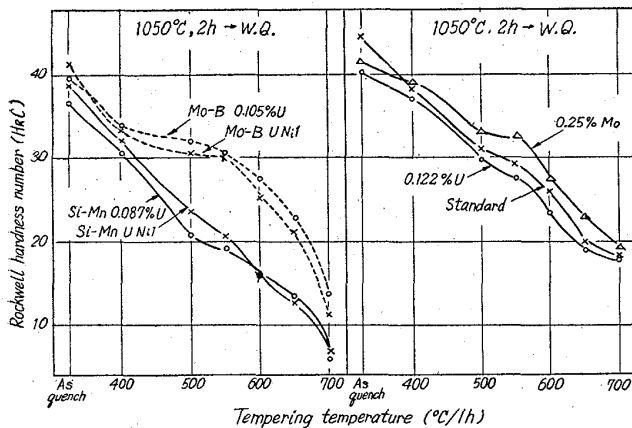


Fig. 2. Tempering characteristics of steel after solution treated at 1050°C.

を比較し (Table 2 参照), この結果 Mo 添加鋼は低下しなかつたが, U 添加によつて同様かなり低下した. このように U 量が少量であっても, 低温の衝撃値は低下し, 遷移温度は上昇したので, 予想するところではあるが, 低温用鋼への期待はまったくない.

(7) 2次硬化能におよぼす影響

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次硬化が期待される. これを調べるためとくに 1050°C, 2h の高温溶体化後水冷し, 700°C までの焼戻を行ない, 硬さを測定した結果を Fig. 2 に示した. Si-Mn 系では U 添加鋼のやや焼戻硬さの低下が現れている. これはマルテンサイトの C 濃度が安定な UC の形成によつて減少するためである. 焼戻においては両鋼種ともほぼ同一の性能を示した. Mo-B 系でも U 添加鋼の焼戻硬さはわずかに低いが, 焼戻において U 添加はやや耐軟化性を示した. また 1200°C 溶体化, 550°C 焼戻の結果も同様であつた. 従つてさらに U 量の多い場合 Mo と U の炭化物の固溶によつて, その効果を強めるものと期待される. Cr-Ni-Cu 系では U, Mo 添加鋼は標準鋼

よりむしろ焼戻硬さは低い. しかし焼戻により Mo 添加鋼はかなり耐焼戻性を示すに反し, U 添加鋼はそのまま低下し, 標準鋼より低かつた. 従つて U は Cr, Ni, Cu などの共存合金元素と作用せず, 単独に炭化物をつくるものと判定した.

669.14.018.8:669.15'24'26-194.56
 = 669.822:669.775:669.784
 (149) オーステナイト・ステンレス鋼中

の硫黄および炭素の挙動に対する ウラン添加の効果について

(オーステナイト・ステンレス鋼中の
ウランの挙動—I) 63339

日本冶金工業川崎製造所 1543-1545
 工博 川畑 正夫・工博 横田 孝三
 工博 渡辺 哲弥・○江波戸和男

On the Effect of Uranium Additions upon Behaviors of Carbon and Sulphur in Austenitic Stainless Steels.

(Studies on behavior of uranium in austenitic stainless steel—I)

Dr. Masao KAWAHATA, Dr. Kozo YOKOTA
 Dr. Tetsuya WATANABE and Kazuo EBATA.

I. 緒 言

従来オーステナイト・ステンレス鋼中での特殊炭化物生成元素としては Ti, Nb あるいは V が用いられているが U もまた C の親和力の大きいことから C 安定化元素の 1 つと考えることができよう. また U は Ce, La と同程度の S との親和力を有しかつ溶鉄中に溶解度を有することなどから稀土類元素と同様の効果が期待されよう. 我々はここでオーステナイト・ステンレス鋼中での S がその熱間加工性を害することおよび C が Cr 炭化物として析出する際に粒界腐食感受性を増すことの 2 点に着目し, この改善に対して U がどのような効果を与えるかを検討しながら同時に U 添加による組織および機械的性質の変化についても合わせ検討したのでここにその結果を報告する.

II. 試料の溶製および鍛伸

試料は原材料として純金属および Fe-Si, Fe-Cr, Fe-U を用い誘導式真空溶解炉により溶製した 4 kg 鋼塊を熱間鍛伸により 20φ とした丸棒を使用した. 溶製試料は 2 群に大別されその成分は 18 Cr-12 Ni 基で 0.007% S 以下で 0.015~0.23% C, 0~1.5% U の群と 0.05% C 以下, 0.01% Mn 以下で 0.007~0.125% S, 0~1.5% U の群とである. 前者は鋼中での C の挙動に対する U の効果を, 後者は S の挙動に対する U の効果を検討しようとするものである. 試料の熱間鍛伸に際して U 含有量の少ない場合は容易に鍛伸できたが U 含有量の多い試料では鍛造可能温度域が非常に狭くなることが知られた.

III. 実験 結果

(1) 焼鈍温度による硬度と組織の変化

20φ に熱間鍛伸した材料について 1000~1300°C で

50°C ごとに焼鈍温度を変え、各温度で1時間処理した際の硬度および顕微鏡組織を調べた。その結果各試料とも 1050°C までは焼鈍により軟化する。しかしこれ以上の温度ではUを含まない試料ではやや軟化の傾向にあるがUを含む試料では硬度は高くなりその量はU量の多い程大きい。各試料について焼鈍温度を変化させた場合の顕微鏡組織をみると高温および高U側で粒界に異相が認められる。この相はU量の増加とともに多くなり例えば 0.95%U の試料では 1250°C 焼鈍で Photo. 1 に示すように粒界・粒内に多量存在する。これは Fe-Fe₂U 系または Fe-U 炭化物系の共晶組織と考えられる。この異相の有無は全試料について Fig. 1. に示すようにその境界が知られ通常の焼鈍温度 1050°C では約 0.5%U が境界となる。この共晶組織が Photo. 1 にみるように粒界に多量存在する場合には熱間加工が非常に困難となるので Fig. 1 の黒丸で示した領域は熱間加工が困難な領域となる。



Photo. 1. Microstructure of 18Cr-12Ni-0.95U steel annealed at 1250°C for 1h.

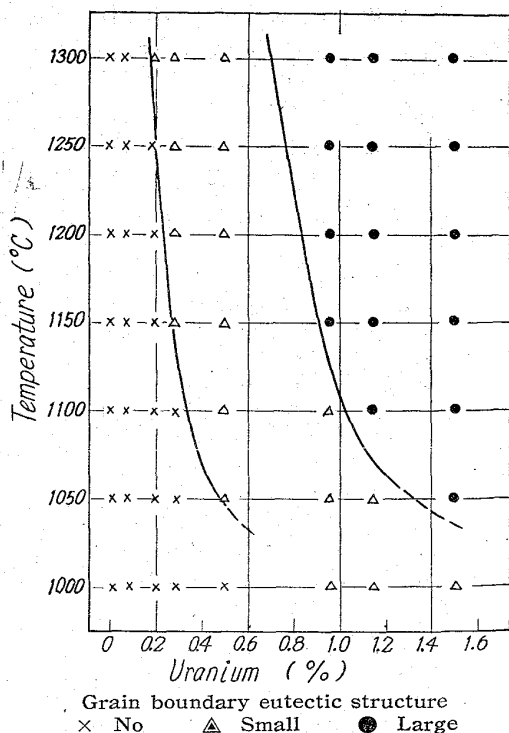


Fig. 1. Effect of temperature and uranium content on the structure field in austenitic stainless steel.

(2) 機械的性質と時効硬化性

焼鈍後の機械的性質はU添加によつてほとんど変化しない。また 650°C および 850°C での時効硬度を求めたがこれもほとんど変化しない。

(3) 耐食性

本実験では 18Cr-12Ni 基で 0.015~0.1%C, 0~1.5%U の 14 試料につき sensitize 処理を施し、その後 65%HNO₃ による腐食試験および定電位腐食による耐食性の判定を行ない等腐食度曲線 (C 曲線) を求めた。

65%HNO₃ による腐食試験の結果低 C 鋼でも U を添加していくと C 曲線の鼻は短時間側にずれ、特に 1%U 以上では全領域で非常に大きい腐食度を示した。約 0.06%C の場合には少量の U 添加により C の曲線の鼻は長時間側にずれる。しかし 0.5%U 以上の試料ではやはり大きい腐食度を示した。前述のように約 0.5%U 以上では 1050°C での焼鈍状態ですでに粒界に異相が認められ、U 量増加とともにこの量も増加することから高U側での耐食性劣化はこの共晶組織のためと考えられる。別に定電位腐食により粒界腐食性を調べた結果 Fig. 2 に示すようにUを含まない試料では C 曲線の鼻が非常に短時間側にあるが 0.12%U を含む試料では 700~750°C で 1/2~1 h に鼻がある。0.49%U を含む場合には C 曲線はさらにやや長時間側にずれるようである。しかし 1% 以上 U を含む試料では粒界・粒内がひどく腐食された。

今 C を U で UC として固定するには U は C の 20 倍が必要である。上述の実験結果からすれば 0.5%U が C の安定化に有効な上限となろう。したがってこの U で固

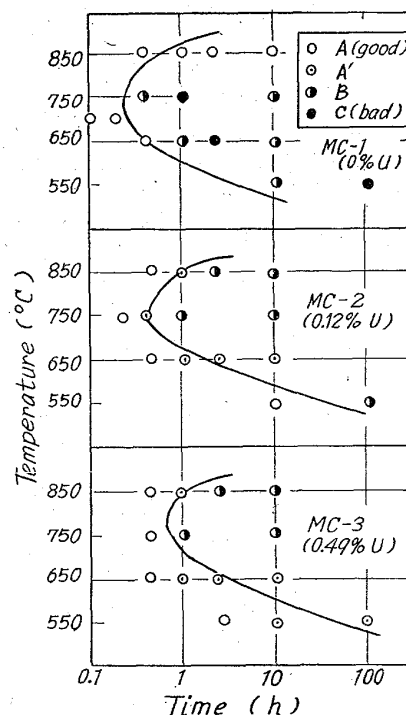


Fig. 2. Effect of uranium on the transgranular corrosion of austenitic stainless steels. Controlling etched in 5% H₂SO₄ at -1000mV for 3mn.

定できる C 量は 0.025% となる。実際には U 炭化物の基質への溶解度に従って U により固定される C は更に少なくなるから 0.5%U は 0.025%C を固定するには不十分である。これを現用の Nb あるいは Ti と比較すると U を C 安定化元素として考えることは実用的に無理である。

(4) 高温脆性

通常のステンレス鋼で Mn を極度に低下させると S は CrS として始在し、これは高温脆化の原因となることが知られこの脆化防止策としては Zr または Ti の添加が効果的であると報告した¹⁾。同様の効果が U にも存在することを確認するために 18Cr-12Ni 基 Mn 0.01% 以下で 0.04~0.12% S, 0~1.45% U の 11 試料について 1000~1300°C で高温衝撃試験を行ないその吸収エネルギーおよび試片破断の状況から高温脆化を判定した。

Fig. 3 はこの結果で Mn, U を含まない試料では、1100°C 以上で急激に脆化する。これに U を加えていくとこの脆化の程度は減少し 0.24%U では大きな脆化を示さない。しかし多量の U を含む場合には非常に脆い。比較的 S の多い試料についても同様のことがいえる。これなど試料について電解抽出を行ない、抽出残渣の X 線回折および蛍光 X 線分析の結果 S, U の多い試料では S は US または UOS となることが知られた。

IV. 総 括

18Cr-12Ni 基オーステナイト・ステンレス鋼で 0.03~0.23% C, 0.034~0.115% S, 0~1.5% U の試料を誘導式真空溶解炉で溶製し鍛伸後各種試験を行なった結果次のことが知られた。

(1) 試料の熱間鍛造は最高加熱温度に留意し、粒界に共晶組織が出ないように注意すれば約 1.5%U までは可能である。ただし U 量が多くなると鍛造可能温度範囲は非常に狭くなる。

(2) 該鋼種の機械的性質は U を添加しても変らず時効硬化性もほとんどない。

(3) 約 0.5% までの U はオーステナイト・ステンレス鋼の粒界腐食感受性を減ずるがそれ以上の U ではかえ

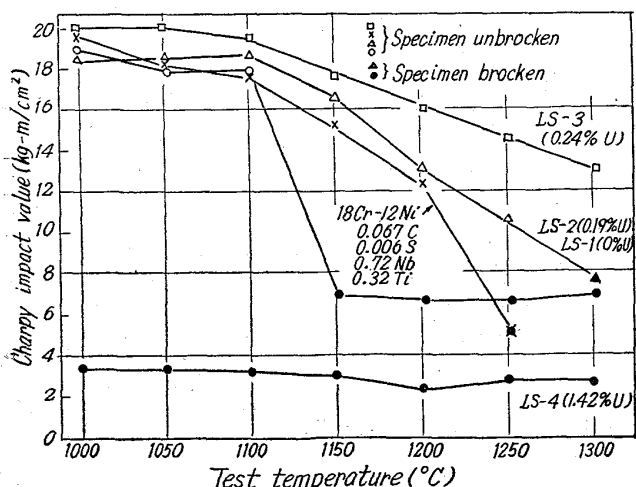


Fig. 3. Effect of uranium on the hot shortness of low manganese austenitic stainless steel.

つて耐食性を悪くする。しかしこの U で固定できる C は 0.025% 以下であるので実用的に U を C 安定化元素と考えることはできない。

(4) 低 Mn オーステナイト・ステンレス鋼での U の S 固定態は非常に大きく、これは高温脆性改良によりはつきり知られた。

文 献

- 1) 川畑, 鉄と鋼, 48 (1962), p. 782

669.14.018.8:669.15'24'26-
194:621.785.532

(150) 低 Ni・18Cr ステンレス鋼の材質 におよぼす窒素吸収処理の影響

東京工業大学 工博 岡 本 正 三
東京都立大学 工博 宮 川 大 海
東京工業大学 ○内 藤 武 志
日 新 製 鋼 辻 野 俊 明

On the Effect of Nitrogen-Absorption Treatment on Properties of Low Ni- 18Cr Stainless Steels. 63340

Dr. Masazō OKAMOTO, Dr. Omi MIYAKAWA,
Takeshi NAITO and Toshiaki TSUJINO.

I. 緒 言

一般に、フェライト組織の高 Cr ステンレス鋼は安価であるが塑性加工性や耐食性などの点で Ni を含むオーステナイト型ステンレス鋼にくらべてかなり劣る。しかしながら、この高 Cr 鋼も N₂ ガス中で高温に加熱すれば鋼表面より N を吸収して γ 組織のものとなり¹⁾²⁾ それによつて上記諸性質が改善される。ただ無 Ni の 18Cr ステンレス鋼に N を吸収せしめるときは生成する γ は不安定で室温までにマルテン化する³⁾。

従来、Cr-Ni γ 型ステンレス鋼への N 添加は種々の立場から研究され N の有用性が認められている⁴⁾⁵⁾ が、ここでは N の合金化に際して従来のように溶解によつて N を添加したり、または NH₃ ガスによつて長時間窒化を行ないその後高温で拡散焼鈍などの処理を行なう方法によるのではなく、先に報告した方法¹⁾により、直接 1250°C で分子状の純粋な窒素を鋼に接触させることによつて高濃度の含 N オーステナイト型ステンレス鋼をつくることの処理と Ni, Mo の添加による組織変化、機械的性質、耐食性などの関係を実験的に検討した。

II. 試 料

試料は Table 1 に示す 13 種類のもので Ni をほとんど含まぬ SUS 24 鋼、および 8%Ni を含む SUS 27 鋼を用いた。

まず鑄塊を 1000°C で 60% 圧延して厚さ 4mm の板にし、先の処理¹⁾と同様に 1250°C で N₂ ガスの流速を 30 cc/mn とし一定時間 N を吸収せしめ、その後は N₂ ガスを通しながら加熱炉心管の冷却部に試料を引出して冷却した。この状態の諸合金について組織、磁気などを調べ、さらに冷間圧延後の機械的性質や各種酸に対する耐食性を明らかにした。