

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<sup>1)</sup>。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 を添加しても変わ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

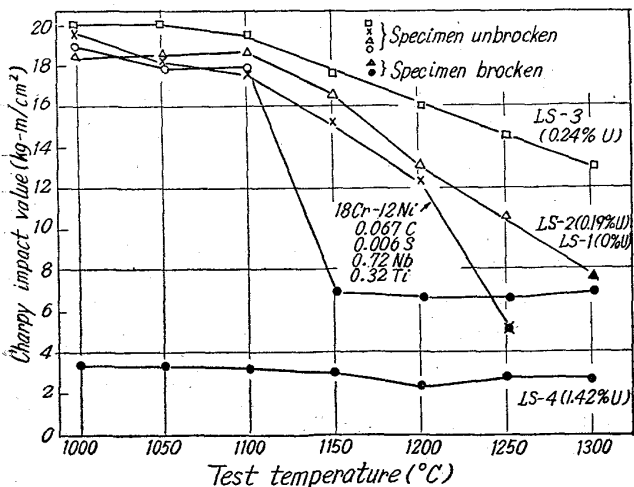


Fig. 3. Effect of uranium on the hot shortness of low manganese austenitic stainless steel.

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 N<sub>2</sub> 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<sup>1)2)</sup> 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<sup>3)</sup>。

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<sup>4)5)</sup> 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 NH<sub>3</sub> 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<sup>1)</sup>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際のこの処理と 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 種類のものとして 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<sup>1)</sup>と同様に 1250°C で N<sub>2</sub> ガスの流速を 30 cc/min とし一定時間 N を吸収せしめ、その後は N<sub>2</sub> 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。

Table 1. Chemical composition % of specimens used.

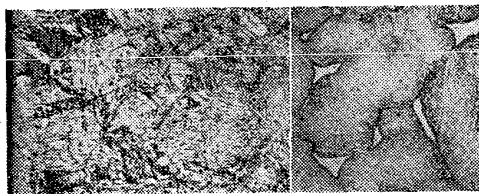
Mark	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
130	0.3	3.0	18.0	1.0	0.0	Bal.
220	0.3	2.0	18.0	2.0	0.0	〃
221	0.3	2.0	18.0	2.0	1.0	〃
320	0.3	2.0	18.0	3.0	0.0	〃
321	0.3	2.0	18.0	3.0	1.0	〃
420	0.3	2.0	18.0	4.0	0.0	〃
421	0.3	2.0	18.0	4.0	1.0	〃
520	0.3	2.0	18.0	5.0	0.0	〃
521	0.3	2.0	18.0	5.0	1.0	〃
620	0.3	2.0	18.0	6.0	0.0	〃
621	0.3	2.0	18.0	6.0	1.0	〃
622	0.3	2.0	18.0	6.0	2.0	〃
623	0.3	2.0	18.0	6.0	3.0	〃

III. 実験結果

(1) N吸収処理による組織変化

N 吸収処理による組織変化をみるために 4×15mm<sup>2</sup> の断面をもつ試料を一定時間純粋窒素中で加熱してNを吸収させた後そのまま N<sub>2</sub> 中で急冷した組織とこのN吸収処理を施していない種々の試料を 1250°C・10 mn 真空中加熱した状態の組織とを比較した。単に 1250°C・10 mn 真空中加熱水冷した試料の組織はいずれも α+γ の二相共存であり、Ni の増加とともに γ 量を増し α 量を減少する。この γ は 1250°C からの水焼入れですべてマルテンサイトに分解するが、Ni %および Mo% を増すと焼入れ温度で存在していた γ のマルテン化する量は減少し残留 γ が増加する。Photo. 1 は試料 220 を N 吸収処理した組織で表面から内部に至る変化を示したものである。N 吸収処理前はいずれも α と γ (M) の二相共存であるが、1250°C・16h N 吸収せしめると表面から約 1mm の部分まで γ となり、中心部は α+γ の二相となる。これをさらにN吸収時間を延長して 1250°C・32 h N 吸収処理すると中心部まで γ となり、この処理後その温度から急冷すると γ は室温までにマルテンサイトに分解する。しかし Table 1 の試料 321 以下に示すように Ni 含量 3%以上のものでは γ のマルテン化は認められない。

Fig. 1, Fig. 2 は試料 130, 220, 221 についてN吸収処理時間と試料の重量増加, その時間と表面から生成



×60 (3/5)

Photo. 1. Microstructures of the specimen 220 rapidly cooled in nitrogen after the N-absorption treatment for 16h at 1250°C. The left Photo. shows a part having 0.7 mm depth from the surface, and the centre of the right Photo. is at the position 2mm distant from the surface, etched with 15% HCl alcoholic solution.

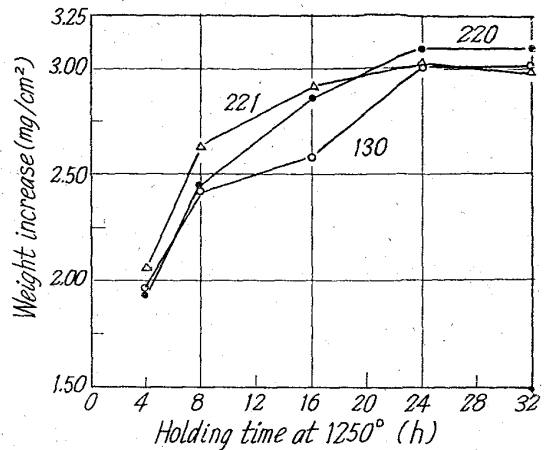


Fig. 1. Weight increases due to the N-absorption time at 1250°C of various alloys having 4mm thickness.

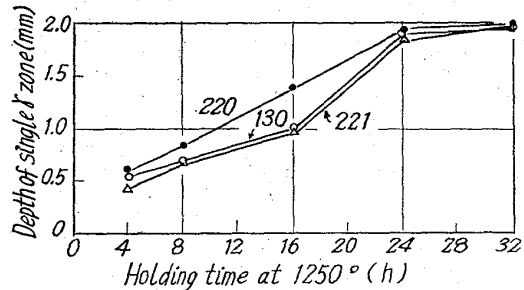


Fig. 2. Depth of γ-phase zone from the surface due to the N-absorption time at 1250°C of various alloys having 4mm thickness.

された処理温度での γ 単相の深さとの関係を示したものである。処理時間の増すにつれて重量は増加するが、この重量増加は試料が全く酸化を受けないところからNの吸収量とみてよい。1250°C に 32h 保持すると N 吸収はほとんど飽和値に達する。4×15mm<sup>2</sup> の断面をもつ 3% Ni の試料を 32h 処理するときには内部まで γ 単相となつてマルテン化も起らない。

(2) N吸収処理した試料の機械的性質について

1250°C・32h N 吸収させた状態ではかなり γ の結晶粒が大きいがこの試料を 1000°C に再加熱し 30% 圧延を施し空冷後 1000°C, 20 mn 水冷を行なうことにより結晶粒をある程度まで微細化できる。この処理を施工したものの引張性質はいずれの試料でも N 吸収処理を行わないものにくらべて σ<sub>s</sub> がかなり低くなり、一方 δ は Ni% の増加とともに著しく大きくなる。N 吸収処理材の強度靱性を改善する目的で Ni 5% 以上の試料を N 吸収処理を行ない室温で 30% 圧延を施してその引張性質を調べた。その結果 SUS 27 を 1050°C・30 mn 加熱水冷し室温で 30% 圧延したものの引張性質に十分匹敵することを知った。

(3) N吸収処理による耐食性の改善について

N 吸収処理を行なつたものを行なわないものについて硝酸、硫酸、塩酸に対する耐酸性を調べ、いずれの酸に対しても N 吸収処理を施したものが N 吸収処理を施さないものに比べて耐酸性が改善されることを知った。単に 1050°C・30 mn 水冷した SUS 27 が 1% HCl

沸騰液で 3h 後 13 mg/cm<sup>2</sup> の腐食減量を示すに対して試料 521 はその約 1/100 の腐食量を示し、耐塩酸性の著しくよいものがこの処理で得られた。

#### IV. 総括

低 Ni の 18% Cr ステンレス鋼の組織が 1250°C の純窒素中で N 吸収処理せしめることにより含 N オーステナイトに変わる状況、得られたオーステナイトの塑性加工に対する安定度、さらに N 吸収処理材の塑性加工と熱処理とによる機械的性質の変化ならびに耐食性の変化につき検討して次の結果を得た。

(1) 18% Cr-Ni ステンレス鋼に 1250°C・32h の N 吸収処理を施すときは表面よりかなりの深さにわたってオーステナイト相が生成する。この相の深さは処理時間を一定とするときは鋼中 Ni 含量の多いものほど、また鋼の組成を一定とするときは N 吸収処理時間が長いものほど深くなる。Mo 無添加で 2% あるいはそれ以上の Ni を含む厚さ 4mm の板では 32h の処理で板の中心部まで  $\gamma$  単相の組織となる。

(2) 32h の処理によつて生成される含 N オーステナイト相は 2% Ni の鋼では処理温度からの急冷で室温までにマルテンサイトに分解するが、3% あるいはそれ以上の Ni を含む鋼の含 N オーステナイト相は高温からの急冷により室温でそのまま残留する。しかし、液体窒素を用いてサブゼロ冷却すると Mo を含まぬ 4% Ni の鋼では含 N オーステナイトの一部がマルテンサイトに分解する。1% Mo を含む 4% Ni のものおよび Ni を 5% 以上含む鋼の N 吸収処理したオーステナイトは液体窒素中に冷却してもマルテンサイトに変態しない。

(3) 32h・N 吸収処理した 4% あるいはそれ以上の Ni を含む鋼を 30% まで冷間圧延するとき是一部  $\gamma$  のマルテン化を伴つて著しく硬化する。しかし、Ni 5~6% で Mo 1~3% を含むものは 30% の冷間圧延を行なつてもマルテン化しない。

(4) 4% あるいはそれ以上の Ni を含む鋼を N 吸収させたものと 1050°C で溶体化した SUS 27 を何れも室温で 30% 圧延した状態では両者ほぼ同等の引張性質を示す。

(5) 沸騰 5% 硫酸中における腐食減量は N 吸収処理によりこの処理を行なわぬものの約 1/2 と著しく耐食性を増す。Mo を添加したものを N 吸収させるとさらに耐塩酸性が改善される。例えば 5% Ni-1% Mo のステンレス鋼を N 吸収させると SUS 27 の溶体化のものに比べて塩酸による腐食減量は約 1/100 となる。

#### 文 献

- 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 614
- 岡本, 宮川: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 43
- 岡本, 内藤: 日本鉄鋼協会第 65 回講演大会にて発表 (1963 年 4 月)
- W. TOFAUTE U. H. SCHOTTKY: Stahleisen, 60 (1940), p. 71
- E. T. TURKDOGAN and S. IGNATOWICZ: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 199 (1961), p. 287

### (151) 含 Ni 16Cr 系ステンレス鋼におよぼす Al, Ti 添加の影響について

特殊製鋼

工博 日下邦男・石川英次郎・桂木博義

#### Effect of Al and Ti on the Properties of Ni-Bearing 16Cr Stainless Steel.

Dr. Kunio KUSAKA, Eijiro ISHIKAWA and Hiroshi KATSURAGI.

#### I. 緒言

最近強力ステンレスとして 17-4 PH のごとき析出硬化型ステンレスが盛んに使用されるようになった。周知のごとく 17-4 PH は C 0.04, Cr 17, Ni 4, Cu 4, Nb 0.35% を標準成分とするもので、1040°C 急冷処理後、480°C 時効処理によつて析出硬化を生じて HRC 44 前後に硬化し、良好な耐食性を有するが、溶体化処理状態においてマルテンサイト組織となつて HRC 30~36 に硬化するため切削加工がかなり困難である。

また C 0.15% 以上, Cr 12% 以上のマルテンサイト系ステンレスは焼入焼戻によつて HRC 40 前後にすることが可能であるが、このような高硬度での切削は非常に困難なので焼鈍状態において切削加工をしなければならない。したがつて熱処理による寸法変化が大きいという欠点があり、また耐食性も低い。著者らは切削加工が容易でしかもその後の時効処理によつて HRC 40 以上に硬化し、熱処理変形の少ない強力ステンレス鋼を得ることを目的として、主として 16Cr-4Ni 系ステンレスに Al および Ti を種々に添加して、その影響を調査した。

#### II. 実験結果

##### (1) 時効硬度におよぼす Al, Ti の影響

まず C を 0.05% に一定にして Ni を 4, 3, 2% と変化せしめてそれぞれに Al, Ti を単独添加または複合添加をして溶製した 600g 鋼塊より小試片を採取して、これを 1100°C にて溶体化処理後 450~600°C にて 4h 時効した後の硬度を測定した。この結果によると 0.05 C-16Cr-2Ni 系の場合には Al, Ti を添加しても析出硬化がほとんど生じない。

つぎに 0.05 C-16Cr-3Ni 系の場合には Al 1% 単独添加によつて 500°C×4h 時効で HRC 39 に硬化し、Al が 1.4% と多くなると 550°C×4h 時効にて HRC 42 に硬化する。

また Al, Ti を 1% ずつ添加した場合には析出硬化がかなり顕著となり、550°C×4h にて HRC 45 に達する。

つぎに C 0.05-16Cr-4Ni 系においても Al 1.00% 以上あるいは Ti 1% 以上単独添加にて HRC 40 以上に析出硬化を生ずる。

##### (2) 時効硬化後のシャルピー衝撃値について

以上の中から代表的なものを選び、600g 鋼塊を 15mm 角に鍛造した後、溶体化処理後 500°C×2~6h 時効によつて HRC 40 以上に硬化したもののシャルピー衝撃値を求めたが、C が低くて Al の高いもの、および Al, Ti 複合添加のものはシャルピー衝撃値は著しく低い。たとえば 16Cr-4Ni 系において C 0.11, Al 0.745% のものは HRC 40.7 においてシャルピー衝撃値 2.86 kgm/cm<sup>2</sup> を示したが、C 0.04, Al 1.82% のものの衝