

Fig. 1. Comparison of creep curves on tested materials.

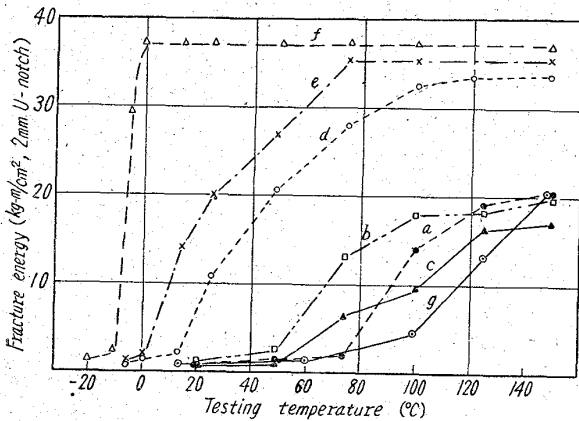


Fig. 2. Effect of testing temperature on impact value.

れないが、衝撃遷移温度をかなり低温側に移行することが認められた。(Fig. 2)

IV. 結 言

TP 446 に少量の Ti, B を添加することにより常、高温の諸特性の向上効果は余り認められなかつたが、衝撃遷移温度をかなり低温側に移行させることが認められさらに C+N を極端に低下させることにより引張強度

はやや低下するが延性、靱性がすぐれた切欠衝撃特性がいちじるしく向上することを確認した。

619.14.018.8:669.152426.  
1869.786  
(171) 18-7 ステンレス鋼の諸性質に  
およぼす窒素の影響について

東京工業大学  
工博 岡本正三・工博 田中良平・○藤本六郎

Influence of Nitrogen on Properties of 18-7 Stainless Steels.

Dr. Masazō OKAMOTO, Dr. Ryohei TANAKA  
and Rokurō FUJIMOTO.  
P. 636-638

I. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼のうちで最も代表的かつ最も基本的な鋼である 18% Cr-8% Ni 鋼の Ni の一部を窒素で置き換え、Ni の節約をはかるとともに耐食性を落さずすぐれた機械的性質を有するステンレス鋼を開発する目的で、高圧窒素中溶解法を用いて数種の 18% Cr-7% Ni ステンレス鋼を溶製した。本報告はこの含窒素 18-7 ステンレス鋼について、その組織および機械的性質におよぼす窒素含有量の影響をしらべたものである。

II. 試 料

溶解原料として電解 Fe, 電解 Cr, 電解 Ni, 電解 Mn および単体 Si を使用し、1 チャージ 5 kg ずつ溶製した。配合組成は Cr 18.5%, Ni 7%, Mn 1%, Si 0.5% に一定し、0.8~10 atm の窒素雰囲気中で溶解製造を行ない、全 N% として 0.041~0.659% の範囲にわたる 5 種類の健全鋼塊を得た。またこのほかに、Mn を 3% に増加したもの、および Mn 3%+Al 0.2% を加えたものも各 1 チャージずつ 10 atm の窒素ガス中で溶製し、それぞれ 0.576% N および 0.674% N を含む健全鋼塊を得た。Table 1 にこれらの試料の化学組成を示す。各鋼塊は約 60mm 角より 15mm 角にまで鍛伸し (鍛錬比約 16)、さらに 7mm 厚まで熱間圧延して以下の実験に供した。

III. 実 験 結 果

1. 組 織

まず各鋼を 1000~1200°C の各温度にそれぞれ 30 mn 加熱水冷の溶体化処理を行なったところ、N 濃度の

Table 1. Chemical composition of materials melted.

Marks	Melting conditions		Chemical compositions %								
	Pressure. atm.	Holding time. mn	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Sol. N	Insol. N	Total N
1Mn-0.04N	0.8	2	0.002	0.37	0.94	17.77	7.05	—	0.039	0.002	0.041
1Mn-0.17N	3	10	0.006	0.32	0.89	18.40	6.92	—	0.166	0.005	0.171
1Mn-0.32N	6	10	0.005	0.30	0.93	18.35	6.90	—	0.305	0.018	0.323
1Mn-0.51N	10	10	0.005	0.32	0.95	17.91	6.93	—	0.505	tr	0.505
1Mn-0.66N	10	30	0.003	0.31	0.97	18.45	6.97	—	0.655	0.004	0.659
3Mn-0.58N	10	30	0.008	0.75	2.84	18.11	6.87	—	0.574	0.002	0.576
3Mn-0.2Al-0.67N	10	30	0.005	0.41	2.93	18.13	6.94	0.15	0.632	0.042	0.674

高い鋼は 1150°C でもなお窒化物が残存し、1200°C にいたつてようやくほぼオーステナイト単相となるので、以下の実験の溶体化処理はすべて 1200°C 30 mn 加熱に一定した。この状態において 1 Mn-0.04N 鋼の Ms 点は約 60°C に認められたが、その他の鋼は -196°C まで冷却してもマルテンサイトを生ぜず、N の合金化によりオーステナイトの安定度がいちじるしく高まることは明らかである。1 Mn-0.04N 鋼は溶体化焼入後室温(約 30°C) に保持する間にも顕著な等温マルテン化現象を示し、焼入後 50 h の間に約 40% 程度のオーステナイトが変態し、それとともに硬度は Rc0 より 26 程度にまで増加する。またこの 1 Mn-0.04N 鋼は溶体化後 -196°C に 2 h サブゼロ処理したものより、-80°C に 2 h サブゼロ処理した方がマルテンサイト量が多く、硬度も高くなることが認められた。これも前記の等温マルテン化傾向のためで、-196°C のような低温では -80°C 付近におけるよりもいちじるしく等温的マルテンサイト生成速度が遅くなるためと考えられる<sup>10-12)</sup>。

冷間加工による Md 点は鋼の N% とともにいちじるしく低下する。すなわち 30% 圧延にて求めた Md 点は 1 Mn-0.17N 鋼では常温以上であるが、1 Mn-0.51N 鋼では -78°C 以下となる。

各鋼の溶体化試料を 800°C で 120 h まで時効せしめると 1 Mn-0.17N および 1 Mn-0.32N 鋼は結晶粒界にわずかな窒化物の析出をみるのみであるが、0.51% 以上の N を含む鋼はいずれも grain-boundary reaction による特徴的な層状析出が急速に進行し、数時間で試料の 50~60% (面積比) を占めるにいたるが、その後時効時間を延長してもそれ以上層状組織は増加しない。しかしこの間に硬度はわずかに上昇する。700°C 時効による組織変化もほぼ同様であるが、層状析出による硬度増加は 800°C 時効の場合よりやや顕著で、例えば 1 Mn-0.66N 鋼は溶体化硬度 Rc 20 より 700°C 500 h 時効で Rc 約 30 に増加する。

2. 常温機械的性質

溶体化硬度は鋼の N% の増加とともに高くなるが、常温で圧延すればオーステナイトの不安定な低 N 鋼は多量のマルテンサイトを生ずるから N% による硬度差は少なくなり、30% 圧延では N% にかかわらず Rc 35~40 となる。溶体化試料の引張り試験結果は Fig. 1 (a) にみるように耐力 (0.2% 永久歪) は N% にほぼ比例して増加するが、抗張力は 1 Mn-0.32N 鋼で最小となり、これより N が多くても少なくても抗張力は増している。これは低 N% のものは引張り試験中のマルテン化によつて強化され、また高 N% のものはマルテン化は起こらないが、高濃度の N の固溶によつてオーステナイト自身が強化されているためである。しかして伸びは 1 Mn-0.04N のみ 20% 程度のかなり低い値を示し、0.17%N 以上の鋼はいずれも 50~60% のよい値を示す。絞りは N% にかかわらず 60~70% の範囲にあるが、Al を含む鋼は伸び絞りとともにやや低い。常温圧延を行なえばいずれの鋼もいちじるしく強化され、とくに耐力の増加が大きく、かつこの両者とも Fig. 1 (b) にみるように N% の多くなるにつれてほぼ直線的に増加している。伸び、絞りは冷間圧延によつてかなり減少

するが、高 N 濃度のものは低 N 濃度のものにくらべて前述のように抗張力、耐力ともにかなりすぐれているにもかかわらず伸び絞りは同程度であつて、N の合金化は機械的性質の改善に有効であることがわかる。すなわち冷間加工によつて強度の高いステンレス鋼を得ようとする場合、N 含有量の少ない不安定なオーステナイトを常温塑性加工によつてマルテン化して強度を上げるよりも、N 含有量を高めてその固溶体硬化と加工硬化とを組み合わせた方が強くかつ靱い材料を得易いことがわかる。

3. 高温クリープ破断特性

各鋼の溶体化試料について 700°C で 8 kg/mm<sup>2</sup> および 12 kg/mm<sup>2</sup> の応力下でクリープ破断曲線を求めた。Fig. 2 は 12 kg/mm<sup>2</sup> の場合の破断時間と N% との関係を示し、図中の数字は破断伸び (%) である。破断時間は N% の増加とともに最初かなり延長されるが、0.32%N で最高となり、それ以上 N% が増せばかえつて破断時間は短くなる。このクリープ破断特性の相違はクリープ中の組織変化と密接な関係があり、1 Mn-0.17N および 1 Mn-0.32N 鋼ではクリープ中の粒界および粒内の析出は比較的少なく、かつ粒内の析出物は微純な粒状に分布するのに対し、高 N% の鋼では粒内析出は非常に少なく、粒界より特徴的な層状析出がいちじるしく発達して現われ、これがクリープ破断強度の低下をもたらすものと考えられる。しかし、3 Mn-0.58N 鋼ではこの層状析出がやや微細な形が現われるほか、粒内にも

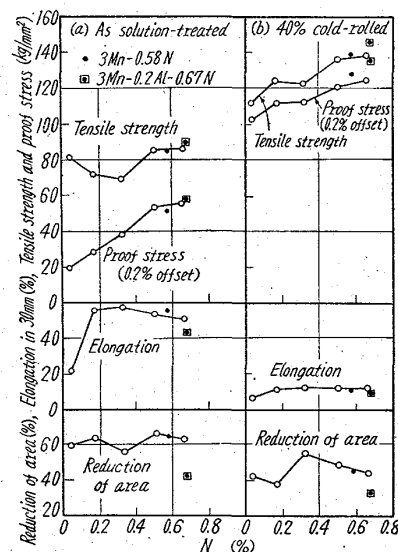


Fig. 1. Effect of nitrogen content on room-temperature tensile-properties of 18-7 stainless steels as solution-treated and as cold-rolled.

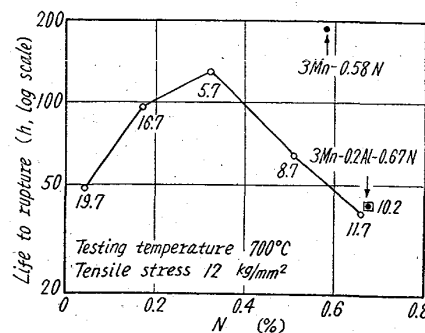


Fig. 2. Effect of nitrogen content on tensile-creep properties at 700°C of 18-7 stainless steels as solution-treated. (The figure indicated is the elongation to fracture, %)

一面に粒状析出が認められ、破断時間は 1 Mn-0.32N 鋼よりかなり長い。また 3 Mn-0.2 Al-0.67N の破断時間はいちじるしく短くなる。応力 8 kg/mm<sup>2</sup> の場合も N% に対してほぼ同様の傾向を示すが、3 Mn-0.58 N 鋼のみは 12 kg/mm<sup>2</sup> の場合と異なり、8 kg/mm<sup>2</sup> では 1 Mn-0.32N 鋼および 1 Mn-0.17N 鋼に比してもやや劣るようになる。また、この 3 Mn-0.58N 鋼に冷間加工を施しても 8 kg/mm<sup>2</sup> での試験結果にはあまり改善はみられない。

#### IV. 結 言

高圧窒素中溶解法により約 0.67% までの N を含む 18-7 ステンレス鋼を溶製し、その諸性質におよぼす N 濃度の影響を検討したが、その結果、N はオーステナイト安定度をいちじるしく高めるとともに常温の機械的性質をかなり改善することを見出し、また高温クリープ破断特性は 0.32% N 付近で最良となるが、これ以上に N% が増せば窒化物が層状に析出してかえつて高温強度が劣化することを認めた。また 3% Mn および 0.2% Al の添加による効果についても若干の検討を加えた。

#### 文 献

- 1) S. C. DAS GUPTA, B. S. LEMENT: J. Metals, 3 (1951), 727.
- 2) R. E. CECH, J. H. HOLLOMON: J. Metals, 5 (1953), 685.
- 3) C. H. SHIH, B. L. AVERFACH, M. COHEN: J. Metals, 7 (1955), 183.

669.14.018.8:669.1524.26-194.006  
:669.857.86

### (172) ステンレス鋼に対する希土類 元素処理 p.638~639

早稲田大学 工博○長谷川正義  
東 化 工 三 沢 正 敏・田 辺 伊 佐 男

### Modification of Stainless Steels by Means of Rare Earths Addition.

Dr. Masayoshi HASEGAWA, Masatoshi MIZAWA  
and Isao TANABE.

#### I. 結 言

鋼に対する希土類元素(以下 RE と記す)の添加は、米国ではすでにかかなり以前から試みられているし、最近ソ連でも広汎な試験が行なわれている。わが国では著者の 1 人が 1957 年に本誌にその利用を紹介し、その後多くの特殊鋼メーカーでも試用の実績をもっているようであるが、データはほとんど公表されていない。

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

No.	Steels	C	Cr	Ni	Si	Mn	Cu	Mo	La+Ce
3	304	0.034	17.38	11.39	0.51	1.71	0.24	—	—
4	〃 0.3 addn.	0.034	17.34	11.28	0.51	1.68	0.22	—	0.017
5	C-20	0.016	19.47	27.23	0.87	2.14	4.12	1.97	—
7	〃 0.3 addn.	0.019	19.59	27.78	0.89	2.07	4.63	1.93	0.008

諸外国の文献によれば、希土類添加は主としてステンレス鋼、あるいは耐熱合金などの高合金鋼の処理に利点が見出されているようであるが、その効果については必ずしも理論的に明らかにされていないようである。

著者らは鋼に対する RE 処理の効果を明らかにする目的を以て、一連の研究を行なっているが、ここでは国産の RE-Ca-Si 系母合金を用いて、18-8 ステンレス鋼および 25-20 系ステンレス合金を処理した場合の結果について報告する。

#### II. 実験方法

試料の溶解は 300 kg 容量の高周波炉を用い、RE 処理試料と非処理の標準試料をそれぞれ同一チャージから分注して 50 kg 鋼塊 4 本、または 30 kg 鋼塊 3 本を造塊した。なお溶解には故意に多量のスクラップをチャージし、また RE 合金添加量は 0.3% (total RE として約 0.08%) に一定した。

これらの鋼塊は鍛造および圧延により 22mm φ 棒に加工して供試材とした。かくして得られた試料は 18-8 系 (AISI 304) 4 種、25-20 系 (carpenter 20) 3 種であるが、その代表分析成績は Table 1 に示すごとくである。

#### III. 実験結果

##### (1) 溶解および加工

使用した RE-Ca-Si 合金の主要組成は RE 25%, Ca 30%, Si 45% であり、出鋼直前に 0.3% を添加したが、試料中の (La+Ce) の含有量は例えば Table 1 のごとくで歩留は一定せず、チャージによつて 10~25% の範囲であつた。またスクラップを多量に用いたが、熱間加工ではいずれの試料もクラックその他の欠陥を発生しなかつたので、RE 処理の効果は比較できなかつた。

##### (2) 結晶粒度および清浄度

4 試料を代表例として、オーステナイト粒度および非金属介在物量を JIS 法によつて測定した結果を Table 2 に示した。この結果から明らかなように RE 処理はオーステナイト鋼の結晶粒度には影響をもたない。清浄度についてはいずれの場合も A, B, C 系介在物量を減

Table 2. Grain size and inclusions.

Steel No.	JIS aust. grain size No.		JIS nonmetallic inclusion counting (%)		
	Soln treated	Stab'zd.	A-series	B-series	C-series
3	4.4	4.9	0.043	0.056	0.24
4	4.6	4.4	0.031	0.036	0.13
5	4.3	4.5	0.018	0.015	0.26
7	4.3	4.0	0.012	0.012	0.16