

(172) 高圧窒素中にて熔製せる 316L 型鋼の耐熱性

(耐熱材料における合金元素としての窒素の作用について—Ⅱ)

東京工業大学

工博 岡本正三・工博○田中良平

伊藤六郎・内藤武志

On Heat-Resisting Properties of 316L Type Steels Melted in High-Pressure Nitrogen Atmosphere.

(On the function of nitrogen as an alloying element in heat-resisting materials—Ⅱ)

Dr. Masazō OKAMOTO, Dr. Ryōhei TANAKA,

Rokurō ITō and Takeshi NAITō.

I. 緒 言

窒素がオーステナイト系耐熱鋼に対する有用な合金元素の一つであることはすでによく知られ、筆者らもまたしばしば報告してきたところである。しかして、普通の熔解鑄造方法では安定に合金化し得る窒素量は凝固時の気泡発生などのためにかなり限定されるのであるが、筆者らは 10 気圧までの高圧窒素中で熔解鑄造を行なうことによつて従来の方法では期待し得ない程度の高窒素濃度の耐熱鋼を熔製することができた。本報告においてはこの高圧熔解を 316L 型鋼 (17%Cr-12%Ni-2%Mo) に適用して熔製し得た約 0.5% までの窒素を含む鋼材の耐熱性をしらべ、窒素含有量の影響を検討した。

II. 熔解原料と試料の熔製

試料の配合組成は Cr 17.5%, Ni 12%, Mo 2%, Mn 1%, Si 0.5% に一定し、原料としては電解 Fe, 電解 Cr, 電解 Ni, 金属 Mo および単体 Si を用い、1 チャージ 5 kg とした。熔解炉には 15kVA の高周波高圧熔解炉を使用した。この炉は内熱型真空熔解炉と類似の構造を有し、ただ、真空タンク本体および多数の真

空シール部をすべて 15 気圧までの内圧に耐えるよう設計製作されたものである。坩堝はマグネシア製を用いた。熔解方法としては、Fe, Cr, Ni はあらかじめ坩堝中に装入して真空中で熔け落ちにいたらしめ、十分昇温後高純度窒素ガスを導入して 1 気圧とする (1 気圧以下で熔解を行なうときは、その所要圧力で止め出鋼までそのままの圧力に保つ)。ついで、Mn, Si, および Mo を添加し、ふたたび窒素ガスを導入して所期の圧力に達してから必要時間保持したのち、その圧力の雰囲気のまま約 60×60×180mm の銅鑄型に鑄造する。本報告において取扱う 316L 型鋼では常に収縮管をもつ健全な鋼塊が得られた。鋼塊は 15×15mm のピレットに鍛伸して以下の実験に供した。Table 1 は本実験に使用した主なる試料の化学組成を示す。

III. 実験結果

1. 鑄造硬度および各種熱処理状態の硬度におよぼす窒素の影響

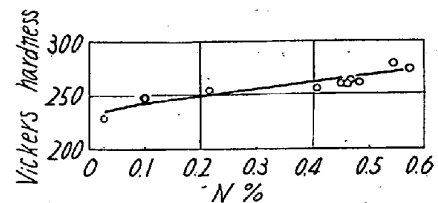


Fig. 1. Relation between hardness of as-cast state and nitrogen content of 316L type steels melted and cast in nitrogen atmosphere.

Fig. 1 は Table 1 に示した試料を含む約 10 種類の 316L 鋼の鑄造硬度と N% との関係を示し、N% の増加とともに硬度はかなり上昇することがわかる。No. 1 ~ 5 の各試料を 1000~1200°C の各温度にそれぞれ 1h ずつ加熱水冷した溶体化状態でも、N% とともに硬度を増し、たとえば、1200°C, 1h 水冷で No. 1 は Hv 175 に対し、No. 5 は 235 を示す。しかして、N% の比較的少ないものは熱間加工試片の 1000°C 溶体化ですでに再結晶を完了して均一なオーステナイト単相となる

Table 1. Examples of chemical composition of 316L type steels melted and cast in nitrogen atmosphere.

No.	Melting condition		Chemical composition (%)								
	Pressure (atm.)	Holding time (min)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Sol. N	Insol. N	Total N
1	0.1	15	0.008	0.40	0.96	17.33	11.83	2.08	0.025	0.001	0.026
2	1	15	0.005	0.39	0.99	17.30	11.88	2.14	0.097	0.004	0.101
3	4	10	0.008	0.40	0.97	17.29	11.86	2.05	0.214	tr	0.214
4*	4	30	—	0.50	1.00	17.50	12.00	2.00	—	—	0.30**
5	10	11	0.004	0.38	0.98	16.87	11.96	1.86	0.448	0.002	0.450

* Charge composition. ** Value estimated from hardness using curve of Fig. 1.



(a) Aged at 800°C for 52h. (b) Aged at 950°C for 25mn.
×400 (2/3)

Photo. 1. Microstructure of 316L type steel No.5 solution quenched from 1200°C and aged.

が、No.5 では 1000°C、1h の加熱溶体化でなお加工組織の形骸を留め、窒化物と思われる析出物も多量に認められて硬度は Hv 280 を越え、溶体化温度が 1100°C にいたつてようやく再結晶して Hv 230~240 となる。

1200°C、1h の溶体化水冷試片を徐熱しつつ熱膨張曲線を測定すれば N% の多い試料は 700°C 以上で窒化物の析出によると思われる若干の収縮を認めるが、溶体化試片の焼戻硬度曲線にもこれに対応して N% の多いものほど顕著な硬化が認められ、No.5 試料では 700°C から 1000°C にかけて Hv 約 235 から 280 程度にまで硬化する。しかして、No.5 試料の 800°C および 950°C での焼戻組織は Photo. 1(a), (b) にみるように、前者は粒内全面に微細粒状の析出物を認めるのに対し、後者ではいわゆる“grain boundary reaction”とよばれる特徴的な層状析出組織が点在している。

2. 圧延加工および焼戻による硬度変化

1200°C、1h の溶体化焼入を行なった厚さ 5mm の各試料を常温、700°C および 1000°C で各 30% までの圧延加工を行なったところ、概して圧延温度の低いほど、また N 含有量の多いものほど硬化はいちじるしいが、もつとも N% の多い No.5 試料では常温圧延より 700°C での熱冷圧延加工による硬度増加が大きく、これはすでに第 8 報りに報告したところとよく一致する。

しかして、これらの圧延試片を 200~1200°C の各温

度に 1h ずつ焼戻して硬度変化を測定したところ、No.5 試料ではすでに述べたように 1000°C 焼戻でも圧延温度のいかんにかかわらず Hv 約 290 程度の高い硬度を保ち、窒素が再結晶温度をいちじるしく上昇せしめることがわかる。

3. 引張りクリープラプチャー試験結果

1200°C、1h の溶体化焼入を行なった各試料から厚さ 3mm、平行部の巾 5mm、標点距離 30mm の板状小試片をつくり、700°C での引張りクリープラプチャー試験を行なって、N 含有量の影響をしらべた。Fig. 2 はそのクリープラプチャー曲線を示す。応力 12 および 15 kg/mm² のいずれの場合も N 含有量の増加とともに明らかにクリープ速度は遅くなるが、No.3 と No.5 とでは後者が 2 倍以上の N を含むにもかかわらず破断時間は却つて少しく短かいものようであり、破断伸びも小さい。したがって、耐熱強度の点からは、N 含有量はあまり多過ぎても好ましくなく、鋼の化学組成に応じた最適の N% が存在するものと考えられる。

IV. 結 言

高圧窒素中熔解を利用して約 0.5% 程度までの N を含有せしめた 316L 型鋼について、耐熱鋼としての諸性質におよぼす N 含有量の影響をしらべた。その結果 N 含有量の増加とともに、鑄造硬度、溶体化硬度および圧延硬度などはすべてかなり増加し、再結晶温度もいちじるしく上昇するが、引張りクリープ破断試験の結果では、本鋼種では 0.5% 近くもの多量の N を含有せしめることはあまり好ましくなく、最良の耐熱特性を得るためには、鋼の化学組成に応じた最適の N 濃度が存在するものと考えられる。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 佐藤, 青木: 鉄と鋼, 46 (1960), 1559

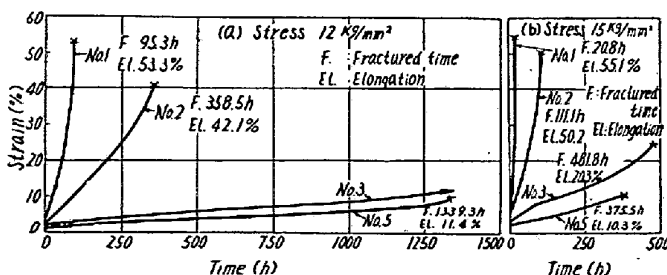


Fig. 2. Creep-rupture curves of 316L type steels melted and cast in nitrogen atmosphere. Testing temperature: 700°C.