

669.14.018.8: 669.15'24'26-194.56: 620.172.251.225: 620.192.45: 669.786

討31 含N 18Cr-10Ni型 オステナイト系ステンレス鋼の高温引張延性におよぼす 不純物の影響

日新製鋼 岡南製鋼所

星野和夫 植松美博

1. 緒言

18-10型オステナイト系ステンレス鋼にC, NおよびNbなどを添加すると高温で強度が著しく向上することはよく知られているが, この強化元素の添加により700°C以上で延性が低下する場合のあることはあまり注目されていない¹⁾。

しかし実際には高温での延性低下は, 熱疲労や高温疲労特性が損なわれるなど材料特性の面で, また溶塊および熱延中に割れやキズを生じやすいなど製造面においても重要な問題である。

この高温延性低下現象は, 高温での動的酸化を遅滞させる効果のある元素を含む材料において顕著に認められることから, 高温での変形機構に依存していると考えられるが, さらに延性の低下が著しいことから鋼中不純物量にも大きく影響される現象と思われる。

本研究では18-10型高強度ステンレス鋼の高温延性を広い温度範囲で調べ, 強化元素(C, N, NbおよびMo)と鋼中不純物の共存効果を明らかにし, 高温延性低下現象の改善を試みたものである。

2. 供試材および実験方法

表1. 供試材の化学成分 (wt%)

実験に用いた試料の化学成分を表1に示す。このうちC1およびAはそれぞれSUS 304およびSUS 310 Sに相当する。N系はNの効果, NB系はNとNbの効果, またCM1とNM1はMoの効果調べた試料である。シリーズには, ているものは酸素量を約30~50 ppmの範囲になるよう調整した。

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	N	(C+N)	O (ppm)
C1	0.06	0.51	1.08	0.032	0.009	8.82	18.69	0.09	—	0.02	0.08	110
N1	0.06	0.48	1.12	0.007	0.008	9.80	18.07	—	—	0.18	0.24	143
N2~N8	0.01 0.06	0.50	1.20	0.010	0.007	8.50 7.50	18.0	—	—	0.12 0.21	0.13 0.26	50 190
NB1	0.06	0.47	1.20	0.007	0.007	9.88	17.84	—	0.10	0.15	0.21	172
NB2~NB12	0.01 0.06	0.50 0.50	1.20 1.50	0.007 0.030	0.001 0.008	8.50 7.50	18.0	0 0.10	0.10	0.12 0.22	0.13 0.26	30 180
CM1	0.06	0.63	1.73	0.030	0.008	11.44	16.92	2.30	—	0.01	0.07	74
NM1	0.01	0.59	1.70	0.033	0.007	13.52	17.11	2.74	—	0.18	0.19	93
A1~A8	0.06	0.60	1.60	0.030	0.001 0.008	20.0	25.0	—	—	0.01 0.07	0.07 0.13	40 260

酸素鋼の溶製には真空溶解炉を

用い, Arガス中で人工スラグ精錬を行った。酸素の分析は真空溶解法²⁾により行った。鋼塊から鍛造により20~25 mm^φの双棒を複製し, 1080~1150°Cで1 hr保持後水冷の溶体化処理を施し, 結晶粒度をおおよそNo 5にそろえた(ただしNbを含むNBシリーズは混粒となった)。

引張試験は25°C, および500~1000°C (各100°C間隔)の温度でひずみ速度 10^{-3} sec^{-1} で実施した。試験片寸法は, 800°C以下の温度の場合, 平行部10 mm^φ × 50 mm^lのものを, また900°C以上の温度の場合, 平行部6 mm^φ × 30 mm^lとした。なお, 一部の試料を用いひずみ速度急変試験を実施し, Backofen³⁾らの方法によりひずみ速度感受性 m 値を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1. 高温引張試験結果

18Cr-10Ni-0.06CをベースにN量の異なるC1 (N=0.02%) およびN1 (N=0.18%) について引張試験した結果を図1に示す。図1より両試料間の高温引張特性(特に高温延性)には著しい差異のあることがわかる。まず, 引張強さおよび0.2%耐力は500~1000°Cのいずれの温度においてもCN1が高い。

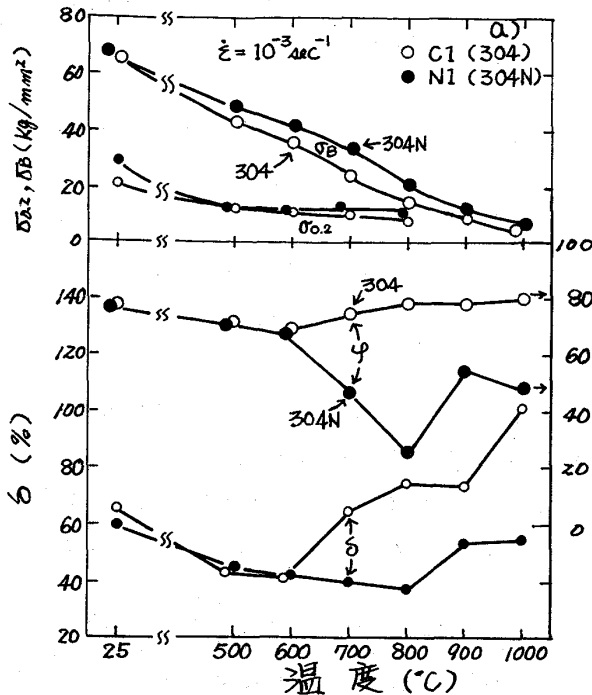


図1. N添加鋼の高温引張試験結果

一方、延性は500℃および600℃ではほとんど差が認められないのに、700℃以上の温度になるとN1の伸びがσ_bの伸びに比べて著しく低下している。さらに伸びと温度との関係でみると、600~800℃にかけて著しい低下を呈し800℃で極小となった後、800~900℃でいったん上昇するが1000℃で再び低下するという傾向を示している（便宜的に前者をI型および後者をII型と呼ぶことにする）。SUS 304ではI型の延性低下を示す温度では回復が、すなわちII型では再結晶が顕著に認められる温度にそれぞれ相当する。

図1bは、NB1 およびNM1 の引張試験結果を示す。NB1 はN1 とほぼ同じ延性低下の傾向を示すが、伸びはN1 よりさらに低いことが認められる。一方、NM1 ではI型は認められずII型の延性低下のみが生じている。

図2には伸びと絞りとの関係を800℃について示す。図より、同一の絞りに対する伸びはA系が最も大きく、ついでN系、NB系の順である。A系とN系は侵入型元素の量に、すなわちN系とNB系ではNb添加の有無に差があり、これらの元素量の増加は伸びを低下させている。伸びの差は、マクロ的にはこの局部変形能の差に起因する。ここではI型の現象について検討した。

3. 2. 高温延性に及ぼす要因
3. 2. 1. 絞りと酸素量の関係

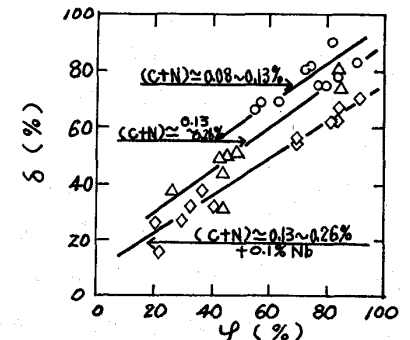
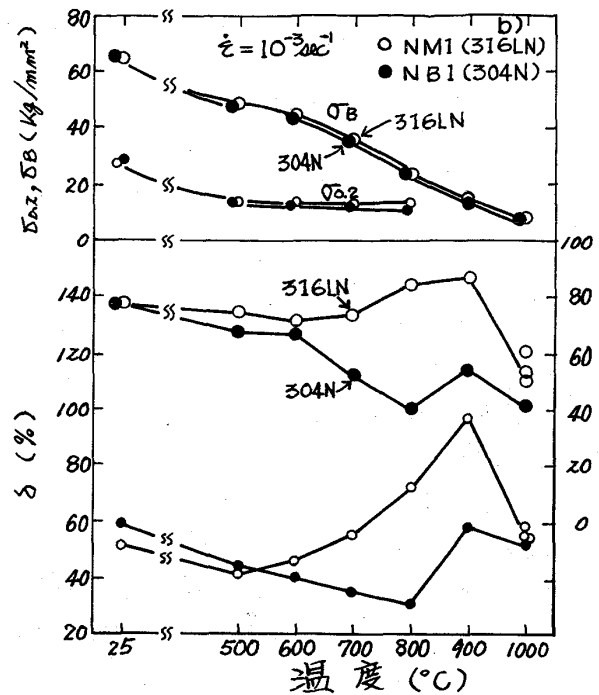


図2. 伸びと絞りの関係(800℃)

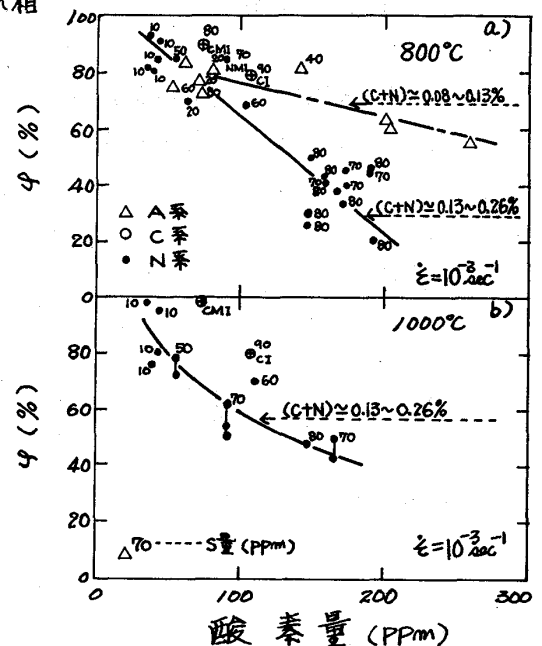


図3. 絞りにおよぼす酸素量の影響

A系, N系およびNB系について800°C および1000°Cの絞りと酸素量の関係を図3に示す。図3から、全体的傾向として絞りは酸素量に強く依存していること、およびその依存性の変化は含有する微量成分により異なり、 $A < N \leq NB$ の順に大きいことなどがわかる。この順序は各系の高温度での流動応力の大きさと対応している。酸素の影響を温度によってみると、500°Cおよび600°Cではきわめて小さいが、700°C~1000°Cではその影響は大きくなっている。一方Mnを含むCMI およびNMIの高い流動応力を示すが、図1および図2に示したようにI型の延性低下現象を生じておらず、流動応力の増加そのものが絞りの低下の一因であるとはいえない。なお、Ductility dropにはS量の影響が大きいと報告もあり⁴⁾、図3にもS量を併記したが、今回の実験では低酸素鋼がいずれも低い硫黄量になっておりS単独の効果を検出できなかった。

つぎに800°Cにおける破断部の走査電顕観察結果を写真1に示す。絞りの低下とともにディンプルから粒界破壊のパターンに移行している。図2, 3および写真1の結果から、N添加鋼の延性低下は粒界破壊による靱性劣化がおもな要因の1つと推定される。

3. 2. 2. 応力-ひずみ曲線

C1 およびN1について、応力-ひずみ曲線を図4に、また加工硬化率(ϕ/ϕ_0)と ϵ_T とひずみの関係を図5に示す。図4からC1とN1を比較すると、曲線の形状は各温度においてほぼ同様であるが、流動応力の値はN1の方が高く、温度的に約100°C程度の差があることがわかる。また直線硬化領域の消失する温度はともに約600°Cであり、700°C以上の温度ではおおむね放物線的に変形が進行する。つぎに図5から、加工硬化率の変化に着目してみると、600°Cでは差がないが、700°C以上にはると放物線硬化領域の始まる臨界ひずみ量

(ϵ_c)について、N1の方がC1よりやや高ひずみ側にあることがわかる。

3. 2. 3.

ひずみ速度感受性

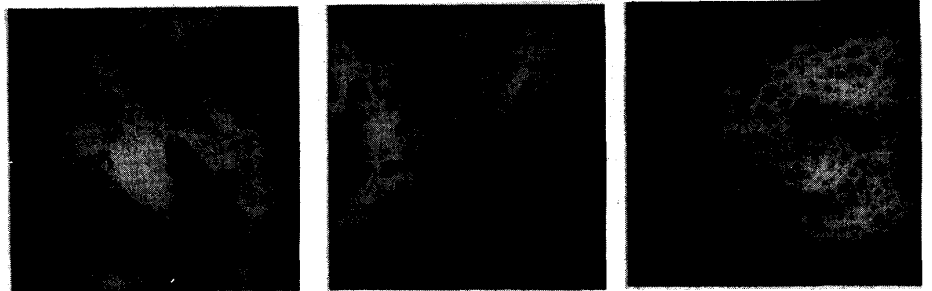
図6はひずみ速度急変試験を行ない次式を用いて求めたひずみ速度感受性(m値)と伸びとの関係をプロットしたものである。

$$m = (\partial \log \sigma / \partial \log \dot{\epsilon})_{\epsilon, T} \approx (\log \sigma_1 / \sigma_2) / (\log \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2)$$

著しい絞りの低下を示した試料を除いては、伸びとm値との間にはよい対応がみられる。表2には、各温度におけるm値と成分の関係の一例を示した。表2から、NおよびNbはm値を低下させることがわかる。

3. 3. 考察

I型の高温度延性低下現象は、粒界割れの発生とその伝播に関係していると考えられる。この粒界割れは粒界すべりにより粒界三重線に発生するが、鋼中の非金属 inclusionはその発生を助長するものと思われる。この



NB1
 $\phi = 41.0\%$, O = 172ppm
 $\delta = 31.5\%$, S = 70ppm

C1
 $\phi = 79.0\%$, O = 110ppm
 $\delta = 74.5\%$, S = 90ppm

NB2
 $\phi = 93.0\%$, O = 36ppm
 $\delta = 48.7\%$, S = 10ppm

写真1. 800°C引張破断部の走査電顕観察結果

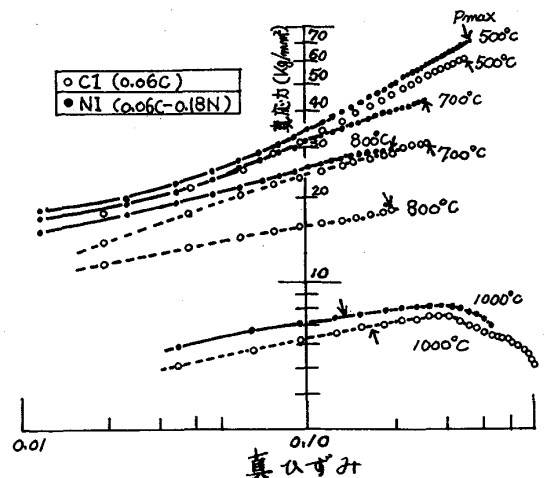


図4. 応力-ひずみ曲線

考えに従えば、いずれの系でも粒界割れに対する酸素の影響は同程度になるはずである。しかし、図5からわかるように、A系とN系（およびNB系）では、紋りの酸素量依存性に大きな差があり、各系での紋りの低下の差を粒界割れの発生のみで説明することはできない。一方、各系間の加工硬化率の差から、NおよびNBは交差すべり（あるいは転位の工昇）を遅滞させるなど動的回復を妨げる作用があると推測される。さらにこのことは、 γ 系ステンレス鋼の積層欠陥エネルギーにおよぼす溶質元素の影響として、C、Niは γ を上げ、N、Crは γ を下げるという報告とも定性的に一致する。この動的軟化過程の遅滞は高温での流動応力の増加をもたらし、その結果粒界割れの伝播を促進しているものと思われる。

4. 緒言

18-10型オーステナイト系ステンレス鋼の高温延性低下現象を、微量強化元素（N、NbおよびMo）と酸素との共存作用から検討した。延性低下現象は、粒界割れによる紋りの低下およびN、Nbによる局部変形能の低下に起因していた。このうち、紋りの低下は酸素量の増加に対応しており、特殊精錬により十分脱酸を行なうと著しく向上することがわかった。一方、マクロ的な局部変形能は高温での動的軟化の難易に対応し、動的軟化が遅滞する程伸びは低下していた。

なお、粒界割れにおよぼす回復の効果、S量の影響など不明な点が多く今後の研究課題と考えている。

参考文献

- 1) 例えば ASTM, STP 522 (1973)
- 2) 松本, 青木; 日新製鋼技報, 28(1973), 44
- 3) W.A. Backofen, I.R. Turner, D.H. Avery; Trans. ASM, 57(1964), 980
- 4) 速水, 山口; 鉄鋼基礎共同研究会—微量元素の偏析部会, 鋼中微量元素の偏析と粒界脆化, (1976), 149
- 5) R.E. Schramm, R.P. Reed; Met. Trans., 6(1975), 1345
- 6) 中村, 植木; 学振123委員会, 18(1977), 243

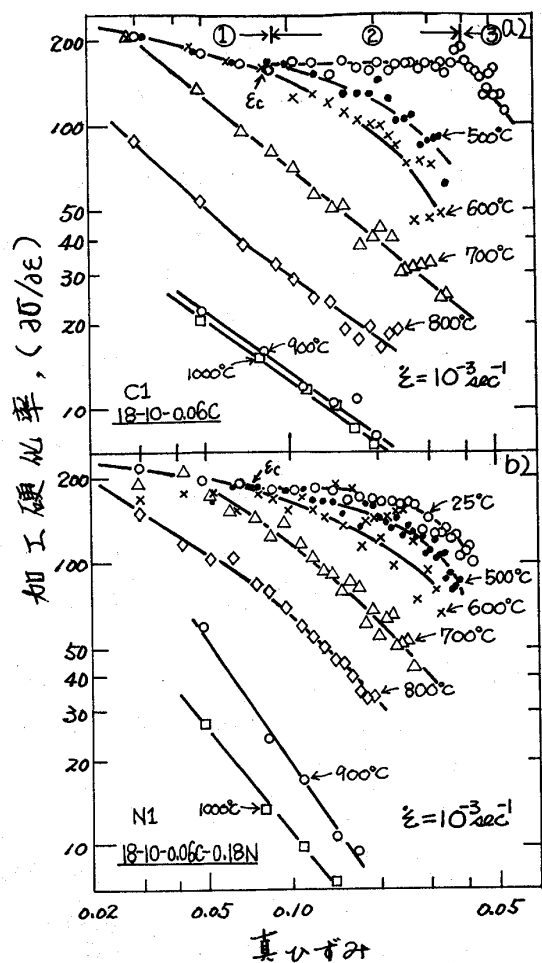


図5 加工硬化率 ($\partial\sigma/\partial\epsilon$)

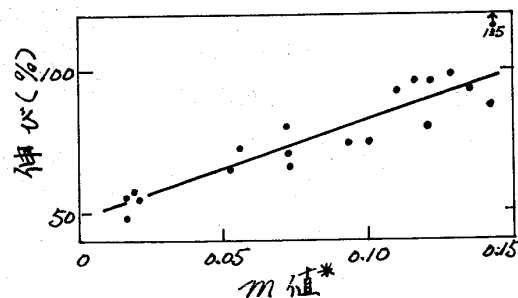


図6 伸びとm値との関係

表2. 各試料のm値の比較

No. (°C)	700	800	900	1000
C1	0.052	0.093	0.102	0.124
N2	0.020	0.073	0.111	0.120
NB1	0	0.050	0.101	0.119
NM1	0.016	0.055	0.127	0.163

* ひずみ速度 10^{-3} sec^{-1} に相当する値