

論 文

18Cr-12Ni オーステナイト系ステンレス鋼の
高温延性におよぼす諸要因の影響

植 松 美 博*・星 野 和 夫*

Influence of Various Factors on the Elevated Temperature
Ductility of 18Cr-12Ni Austenitic Stainless Steels

Yoshihiro UEMATSU and Kazuo HOSHINO

Synopsis :

Effects of chemical composition, cleanliness, grain size and morphology of grain boundary carbide on the tensile ductility of 18Cr-12Ni austenitic stainless steels have been studied in the temperature range of 500°~1000°C. Metallurgical factors which are concerned with the ductility drop in this temperature range have been discussed. The results obtained are as follows.

(1) The combined addition of carbon and nitrogen to 18Cr-12Ni steel causes a serious ductility drop resulted from the intergranular fracture in the temperature range of 600°~900°C. Decreasing cleanliness and increasing grain size decrease the ductility in the temperature range.

(2) The ductility sensitively varies with distribution condition of [carbides precipitated at grain boundaries. High dense precipitation of small carbides harms the ductility.

(3) Nitrogen retards the dynamic restoration process during deformation at the elevated temperatures. The deformed substructure in nitrogen bearing steel seems to have planar arrays of dislocations. The ductility drop may be concerned with the combined effect of the harmful precipitation condition and the nonhomogeneity of deformed substructure.

1. 緒 言

近年, SUS 304 で代表されるオーステナイト (γ) 系ステンレス鋼板が自動車の排気ガス浄化装置や温風暖房機などの各種の高温用器機に耐熱材料として使用されるようになってきた。これらの用途では断続的な加熱冷却, 局部加熱および振動などを伴うため, 薄鋼板では座屈変形や割れの発生が問題となる場合もある。しかしながら, 変形を防止するために高温強度の高い材料を用いても, その材料の延性が乏しい場合には, むしろ, 割れを多発する傾向がみられる。そのため, 材料の高温延性は実用上で重要な問題と考えられる。

以上の背景から, 著者らは γ 系ステンレス鋼の高温延性について調査した結果, 清浄度の劣る材料あるいは [N] を多量に含む材料においてしばしば明りような中間温度脆性が認められることを報告した¹⁾。 γ 系ステンレス鋼の中間温度脆性はこれまでも幾つか報告されているが²⁾³⁾⁶⁾, いまだ不明な点が多く, 特に [N] の影響^{4)~6)} については SIKKA⁶⁾ を除いては十分な検討はなされていない。 SIKKA は Type 304, 316 および 316N の厚板を対象に, 延性に及ぼす温度, 歪み速度および長時間時

効処理の影響について興味あるデータを報告しているが⁶⁾, 結晶粒径, 析出物, 介在物など金属組織面からの調査は報告しておらず, 延性に対する [C] と [N] の効果の違いや析出物の分布状態など脆性に関連し, かつ延性改善につながる冶金的要因が未知のまま残されている。

本報告では, γ 系ステンレス鋼の中間温度域で認められる脆性の原因を明らかにすることを目的として, 侵入型元素量を変えた 18Cr-12Ni 鋼の試料を用い各種の高温引張試験を行った。それらの結果から, 延性に及ぼす冶金的要因を検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。基本組成は 18Cr-12Ni で, [C] と [N] の添加量を変えて延性に及ぼす影響を調べた。また, Table 1 以外に [O₂] 量を変化させた鋼も溶製し, 不純物量の影響を調査した。C1 および LN1 は, 現場で製造されたスラブより試料を採取したが, 他はいずれも高周波溶解炉で実験室溶製し, 小型鋼塊を得た。鋼塊は 25 mm ϕ の丸棒に鍛造し, 1050 °C で 30 min 溶体化後水冷の熱処理を施し, 平行部 10 mm ϕ × 50 mm¹ の JIS 高温引張試験片に加工した。

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 6 月 9 日受付 (Received June 9, 1982)

* 日新製鋼(株)周南研究所 (Shunan R & D Laboratory, Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Oaza-Tonda Shinnanyo 746

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

Type	S.No	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	O*
L	L 1	0.009	0.65	1.22	0.009	0.003	14.57	18.10	0.007	53
LN	LN 1* ¹	0.012	0.61	1.18	0.031	0.005	10.21	18.41	0.120	41
	LN 2	0.022	0.56	1.15	0.030	0.009	12.09	18.32	0.100	213
	LN 3	0.017	0.51	1.27	0.008	0.008	9.83	18.00	0.210	150
C	C 1* ¹	0.062	0.51	1.08	0.032	0.009	8.82	18.59	0.021	110
	C 2	0.060	0.49	1.13	0.029	0.009	12.22	18.36	0.016	192
	C 3	0.058	0.61	1.15	0.036	0.010	11.81	18.82	0.010	70
	C 4	0.062	0.58	1.18	0.027	0.008	12.12	18.10	0.030	100
	C 5	0.052	0.55	1.18	0.025	0.008	12.09	18.25	0.010	215
CN	CN 1	0.066	0.67	1.21	0.034	0.003	12.98	18.00	0.109	19
	CN 2	0.069	0.51	1.19	0.027	0.006	12.15	18.31	0.110	187
	CN 3	0.055	0.62	1.24	0.034	0.005	11.79	17.81	0.130	63
	CN 4	0.050	0.61	1.22	0.024	0.008	12.08	18.32	0.120	90
	CN 5	0.065	0.53	1.18	0.029	0.007	11.98	18.35	0.126	163

(note) *1: Sampling of test material from 150 mm^t Slab.

* (ppm)

C3, 4 と CN3, 4 は溶体化後断面減少率 50% の冷間スウェージ加工を施し, C3 と CN3 は 1000°~1250°C で 10 min~1h の適切な熱処理で結晶粒径を 30~110 μ の範囲で 3 水準に調整し, また, C4 と CN4 は 1050°C で 30 min の熱処理で結晶粒径を 60 μ に調整した. C3 と CN3 は, 結晶粒径の影響を調べるために, 平行部 6 mm ϕ × 30 mm^l の丸棒試験片に, また, C4 と CN4 は熱サイクルの影響を調べるために, 平行部 8 mm ϕ × 140 mm^l の丸棒試験片にそれぞれ加工した. C5 と CN5 は 10 mm^t × 100 mm^w × 400 mm^l の板に鍛造し, これを 1050°C で 30 min の溶体化熱処理後水冷し, 切削加工で 7 mm^t とし, 2 回冷延鈍焼で 2.0 mm^t の板にした. これを JIS13B 号試験片に加工後, 約 15% の引張歪みを付与し, 不活性雰囲気中 1200°C で 2 h の熱処理を施して約 200 μ の結晶粒径を得た. 熱処理後, CN5 の [N] 量は Table 1 の値から約 10% の減少を生じていた. この粗粒化処理材を用い粒界すべり量を測定した.

引張試験は, 抵抗線加熱炉を有する Instron 型引張試験機を用いた. 温度はおもに 500°~1000°C の範囲で, 歪み速度を $1.8 \times 10^{-3}/s$ (または $2.7 \times 10^{-3}/s$) とした. 引張試験前の昇温と均熱はそれぞれ 15 min とした. 引張破断材の一部については破面形態の観察を行った. また, 750°C で 5% の引張歪みを付与した試料について, 下部組織を透過電顕で観察した. 熱サイクル試験は, 高周波加熱式熱サイクル再現試験装置を用い, 延性に及ぼす前熱履歴の影響を調べた. 用いた熱サイクルの形状を Fig. 1 に示す. 本装置で得られる均熱帯の長さは平行部の中央で約 10 mm である. 熱サイクル試験後, 破断部近傍の炭化物の析出状態を抽出レプリカ法によつて調べた. 粒界すべり量の測定はマーカ法⁷⁾で行った. すなわち, 電解研磨した試験片の平行部中央に, 触針粗さ計にて長さ 2 mm のマーカを 40 μ 間隔で 101 本導入し, これに不活性雰囲気中 650°~800°C, 10~30% の引張

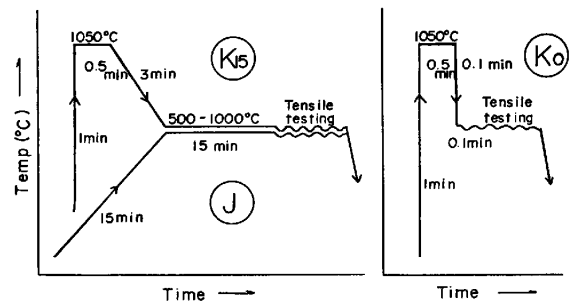


Fig. 1. Schematic diagrams of pre-thermal cycle patterns. J is a standard pattern, and the others have been used only for Fig. 6.

歪みを付与した後, 粒界すべり量を走査型電顕で測定した. 引張は熱サイクル再現試験装置を用いた.

3. 実験結果

3.1 延性に及ぼす化学成分および鋼中酸素量の影響

[C] と [N] 含有量の異なる L1, C1, LN1 および CN1 を用い, $1.8 \times 10^{-3}/s$ の歪み速度で引張試験を行った結果を Fig. 2 に示す. Fig. 2-a の結果から, 0.2% 耐力および引張強さは [C] と [N] の含有量が多い鋼ほど高い値を示していることがわかる. セレーションの発生は, L1 と C1 では 500°~600°C で, また, LN1 と CN1 では, 500°~700°C の範囲で認められた. つぎに, Fig. 2-b から延性の挙動をみると, L1, C1 および LN1 の各鋼は 500°~600°C で伸び (EL) が減少していることを除けば, 全般に良好な延性を示しているが, CN1 は 600°C 以上の温度域で著しい延性の低下を生じていることがわかる. CN1 の破断絞り (R. A) に注目すると, R. A は 800°C 近傍で極小となつたのち, 900°~1000°C にかけて再び低下する傾向を示している¹⁾. 後者の脆性は, 金属組織観察の結果, 引張試験中の異常粒成長によるものと推察され, 鋼純度の高い鋼に認められたが, 本系鋼の実用途で問題となるのは前者の脆性であ

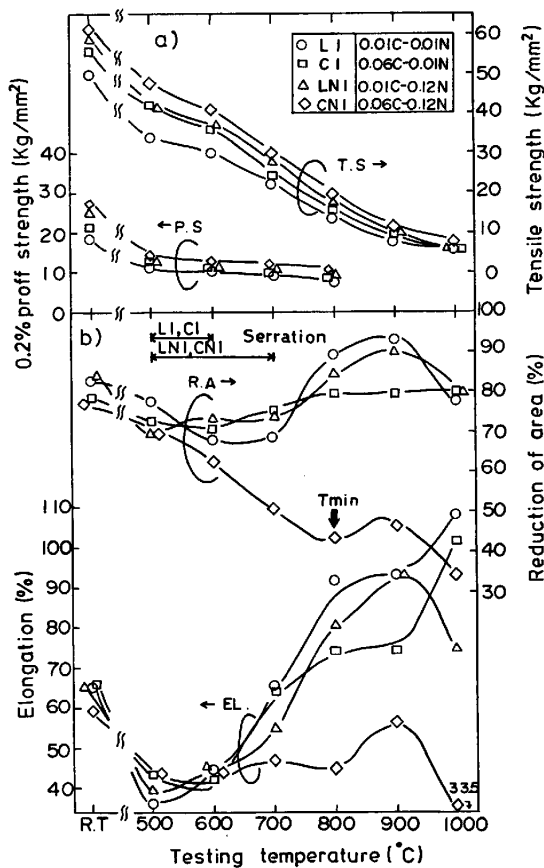


Fig. 2. Elevated temperature tensile properties of 18Cr-9~14Ni austenitic stainless steels bearing various combination of [C] and [N] content. Strain rate is $1.8 \times 10^{-3}/s$.

ることから、本報告では 800°C 近傍の中間温度脆性を対象にし、その原因を調査することにした。

Fig. 2 からわかるように、[C]と[N]を複合で添加することで顕著な脆性が発生し、[C]または[N]を単独で添加することの影響は少ない。そこで、[C]と[N]それぞれの影響について調べた。Fig. 3 は、R.A が最小となる温度 (T_{min}) に及ぼす[C]と[N]の影響を示したものである。ここでは、C系とLN系で脆性を生じさせるために、鋼中の酸素量の高い鋼を用いている。Fig. 3 から、0.06%[C]では T_{min} が 800°C となつているが、0.01%[C] では T_{min} は 700°C であることがわかる。それぞれの[C]レベルでは[N]量が増すと延性の低下も助長されていることがわかる。すなわち、 T_{min} は[C]量に、また、 T_{min} における脆性の程度は[N]量に依存していると考えられる。

Fig. 3 に用いた鋼は純度の低いものであつたが、[N]を添加して強度を上げた鋼では、介在物に対する感受性が高いことが懸念される。そこで、C系、LN系およびCN系について、おもに鋼中の酸素量を変えて延性に対する影響を調べた。Fig. 4 に、800°C での結果を示す。

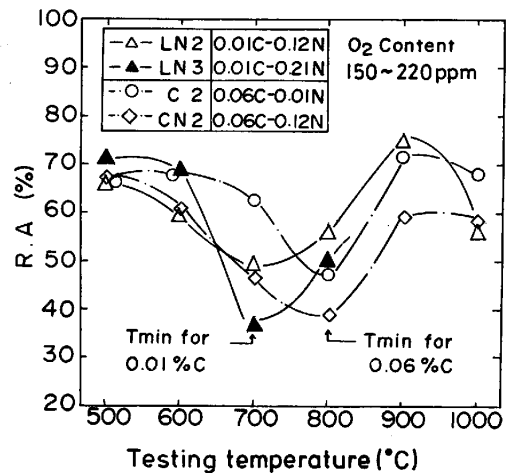


Fig. 3. Effect of [C] on the ductility minimum temperature, T_{min} , and effect of [N] on the ductility minimum value for 18Cr-12Ni austenitic stainless steels. Strain rate is $1.8 \times 10^{-3}/s$.

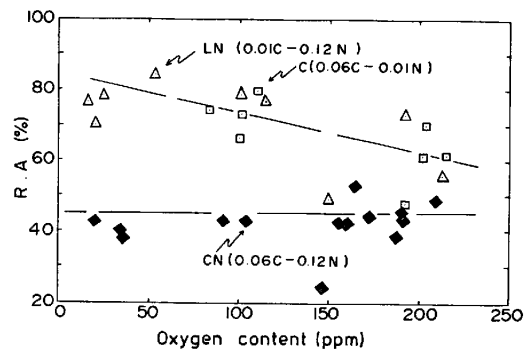


Fig. 4. Effect of oxygen content on the ductility of 18Cr-12Ni austenitic stainless steels bearing various combination of [C] and [N], tested at 800°C and $1.8 \times 10^{-3}/s$.

Fig. 4 から、C系、LN系では酸素量を低減することにより延性は著しく向上するが、CN系では酸素量を 20 ppm まで高純化しても延性は全く改善されていないことがわかる。以下には、C系とCN系で、延性に関する要因を調査した。

3.2 結晶粒径の影響および破面観察結果

一般に、薄鋼板では結晶粒径が 20~30 μ 程度のものを使用することを考慮して、また、延性を改善する目的から、結晶粒径の影響を調査した結果を Fig. 5 に示す。Fig. 5 から、結晶粒径の増大にしたがって延性の低下も増し、かつ、脆性を示す温度域も拡大していることがわかる。しかし、結晶粒径が変化しても T_{min} は変わらず、この点は[N]の効果と類似している。CN3でも、細粒化することによりかなり延性は向上しているが、C3と比べると約 30% の差があり、脆性を完全に解消するには至っていない。

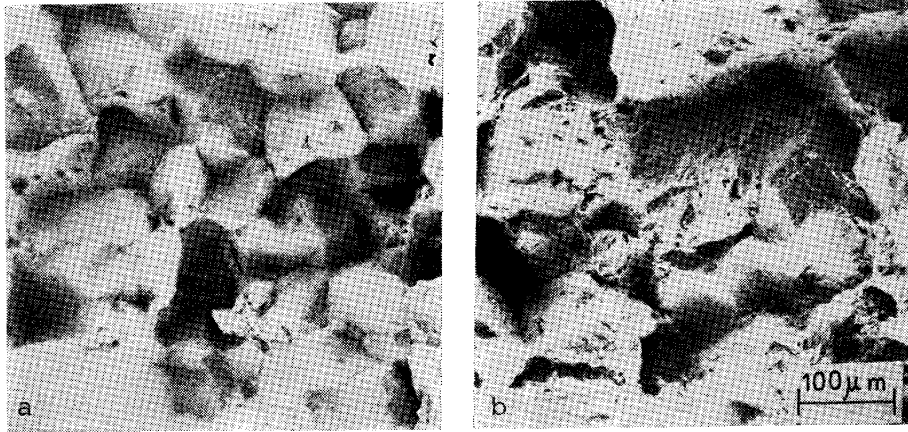


Photo. 1. Fractography of CN3 ($d=110\mu\text{m}$) fractured at $2.7\times 10^{-3}/\text{s}$ and (a) 800°C and (b) 900°C , respectively.

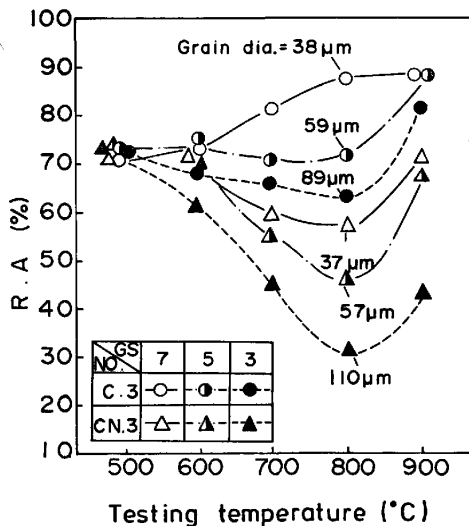


Fig. 5. Effect of grain size on the ductility for C3 and CN3. Strain rate is $2.7\times 10^{-3}/\text{s}$.

Fig. 5で最も延性の低下が大きかった CN3 の $110\mu\text{m}$ 材について、破面観察結果の一例を Photo. 1 に示す。Photo. 1-a の 800°C の結果から、 T_{\min} では完全な粒界破面を呈することがわかる。この粒界破面は平坦な形態で、きわめて脆性的にみえるが、各面を詳細に観察すると多数のマイクロボイドをともなつたものであることから、粒界破壊はマイクロボイドの発生とその合体の過程によつて生じたものと考えられる。一方、Photo. 1-b から、 900°C になると、破面はコブ状の起伏をともなつた凹凸の激しい形態に変化し、粒界破壊ではあるが、やや延性をともなつたものであることがうかがえる。破面形態の変化を金属組織的にみると、 900°C では、炭化物の部分的な固溶の結果、拘束の無くなつた粒界には多数の粒界移動⁹⁾が観察された⁸⁾。そのため、破断部近傍に観察されるサブクラックの形状も、 800°C 以下では鋭利な Wedge 型であつたものが、 900°C では丸みをおびた

Round 型に変化していた。以上の観察結果から、本鋼の中間温度脆性は粒界の性質と関連が深いものと考えられる。

4. 考 察

4.1 延性に及ぼす粒界炭化物の影響

Fig. 3 の T_{\min} と [C] 量の関係および Photo. 1 の結果から、本鋼の中間温度脆性が炭化物の固溶析出に関連していることは明らかである。しかし、同量の [C] を含む C 系と CN 系の間に認められた延性の差を説明するには、析出状態についても考慮する必要がある。例えば、溶体化処理後の冷却速度を制御したり¹⁰⁾、時効処理⁶⁾することによつて延性が変化することが報告されていることから、析出状態と延性の関係を明らかにすることで、延性を改善する指針も明らかになることが期待される。

以上の点を検討するために、熱サイクル試験を行つた結果を Fig. 6 に示す。試料は C4 と CN4 を用い、析出状態を変える目的から Fig. 1 に示した3種類の熱サイクルを採用した。Fig. 6 から、各熱サイクルでの延性挙動をみると以下のようなになる。

- (1) 室温から徐熱する熱サイクル J では、両試料とも 800°C に T_{\min} を持つ延性の低下を示す。
- (2) 溶体化温度から徐冷する熱サイクル K_{15} では、C 系では延性低下が認められないのに対し、CN 系では 750°C に T_{\min} を持つ脆性を示す。
- (3) 溶体化温度から急冷し、試験温度で 10 s 保持する熱サイクル K_0 では、両試料とも 750°C で明りよ様な延性低下を示す。

なお、いずれの熱サイクルの場合も、CN 系の方が C 系よりも延性の低下が大きい。

延性が熱サイクル形状の影響を強く受けることから、

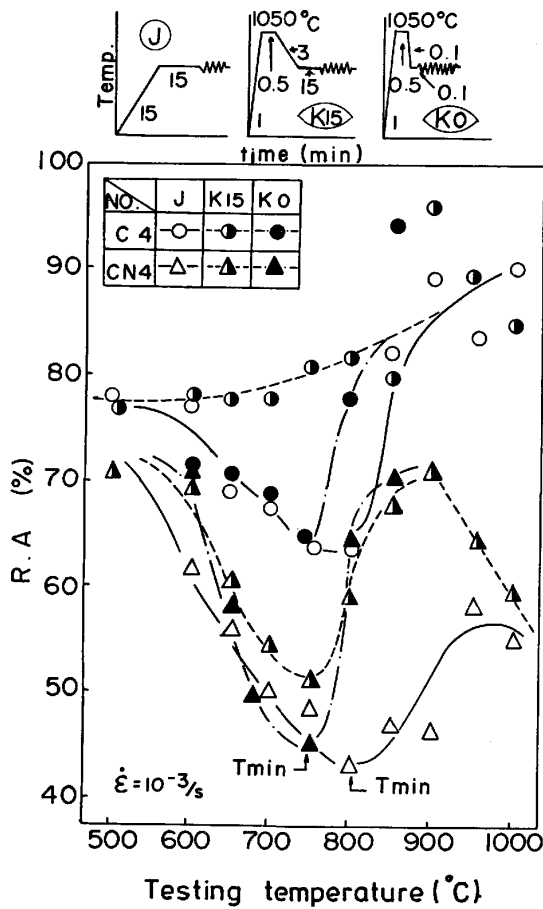


Fig. 6. Effect of pre-thermal cycle pattern on the ductility for 18Cr-12Ni austenitic stainless steels. C4 (0.06C-0.03N) and CN4 (0.05C-0.12N). Thermal-mechanical simulator has been used.

その原因を粒界の炭化物の析出形態の点から検討するために、Fig. 6のJ, K₁₅ および K₀ の650°~800°Cの全試料について、破断部近傍の析出形態を電顕で観察した。観察結果の一例をPhoto. 2に示す。Photo. 2から、各熱サイクルでの析出形態の特徴を整理すると、両鋼に共通して以下の点が挙げられる。

(1) 熱サイクルJでは、粒子径の小さい炭化物が粒界に密に分布している。

(2) 熱サイクルK₁₅では、粗大化した炭化物が粒界に粗く分布している。

(3) 熱サイクルK₀では、800°CではK₁₅のタイプの析出形態を、また、750°C以下ではJのタイプの形態をとる。電顕観察を通じ、C4とCN4の間には析出形態における差異を認め難いことがわかった。Photo. 2とFig. 6の結果を対照すると、炭化物の粒子密度が高い状態が延性には有害であるものと考えられる。

RAJ¹¹⁾らは、粒界上の介在物の分布状態と延性の低下する現象の関係を解析し、介在物量を一定とした場合に、粒子径(a)および密度(ρ)と延性の関係を、

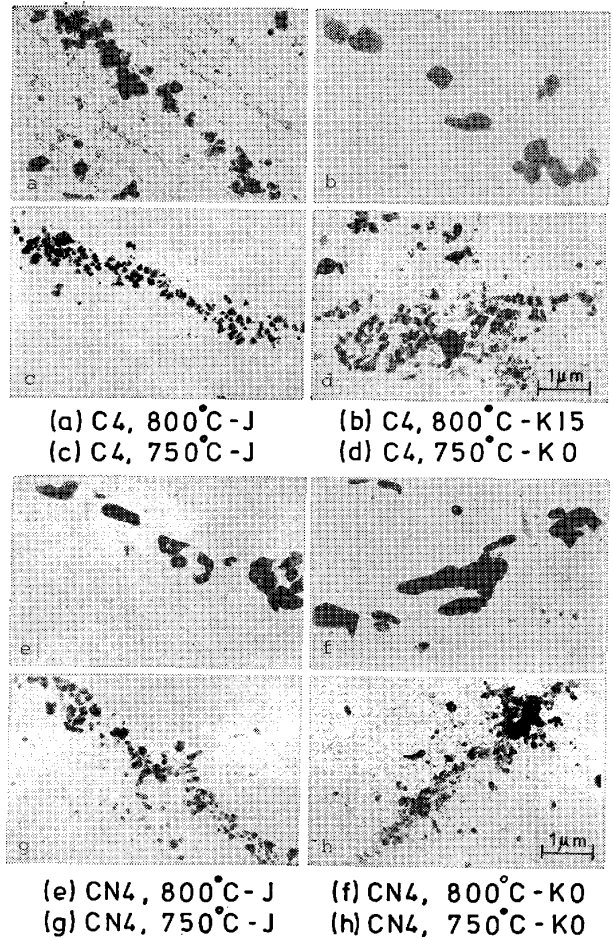


Photo. 2. Electron micrographs of carbides precipitated at grain boundaries.

(A) 粒子径が大きく密度の低い場合 ($a=2.4\mu$, $\rho=10^4/\text{mm}^2$)

(B) 粒子径が小さく密度の高い場合 ($a=0.24\mu$, $\rho=10^6/\text{mm}^2$)

の2つの状態で比較し、(B)の方が T_{\min} は低温側にあることを示している。Photo. 2に示した熱サイクルJとK₁₅の析出状態を粒子径と密度の点で比較すると、定性的には、

熱サイクルJ; $a \leq 0.3\mu$, ρ は大。

熱サイクルK₁₅; $a \geq 0.5\mu$, ρ は小。

となり、熱サイクルJ, すなわち、RAJらの分類では(B)に属する析出状態では延性低下を示すが(Fig. 6参照)、熱サイクルK₁₅, すなわち(A)のような析出状態では延性の低下は小さいことがわかる。その理由としては、熱サイクルK₁₅のような析出状態では炭化物による粒界の占有率が低いために、粒界移動を生じやすいためと思われる。

一方、[N]が延性を低下させる原因として、[N]がM₂₃C₆の[C]と置換してM₂₃(C, N)₆となり析出量を

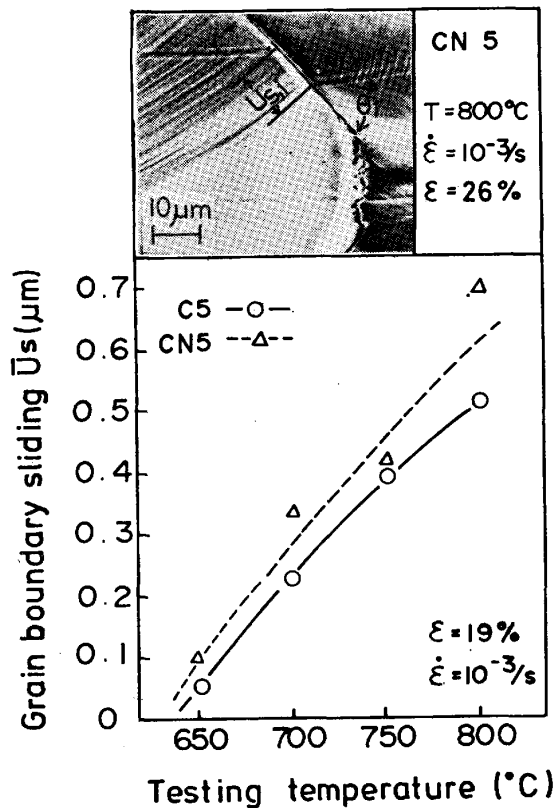


Fig. 7. Relationship between testing temperature and grain boundary sliding. C5(0.07C-0.01N) and CN5(0.06C-0.13N). Specimens were prepared by strain-annealing technique and obtained grain size was about 200μ . Specimens were elongated to 10~30% strain at each temperature under inactive atmosphere, using thermo-mechanical simulator.

増すことが指摘されているが⁴⁾、前述したように、粒界の炭化物の分布状態からはそのような傾向はつかめなかった。これは、短時間引張試験では $M_{23}(\text{C}, \text{N})_6$ として析出する [N] は少なく¹²⁾、また、 $\beta\text{Cr}_2\text{N}$ としての析出も遅い¹³⁾ ためと考えられる。

4.2 粒界すべりの検討

粒界の析出状態がほぼ同等とみなしうる場合においても、[N] による延性の低下が顕著であった。Al-Mg 合金では、微量の Na が混入することにより著しい脆性を示すことが知られているが、その理由として Na による粒界すべりの増大があげられている¹⁴⁾。そこで、[N] の効果を検討するために、粒界すべり量の測定を行った。

Fig. 7 に、粒界すべりの測定方法および粒界すべり量の温度依存性を示す。各交点における変位を $U_{s,i}$ とし、 1μ 以上の変位を生じているものを実測し、次式⁷⁾ で平均粒界すべり量 \bar{U}_s を求めた。

$$\bar{U}_s = \frac{ad}{2A} \sum_{i=1}^N U_{s,i} \operatorname{cosec} \theta_i$$

ここで、 a : マーカの間隔、 d : 平均結晶粒径、 N : 交点の総数、 θ_i : マーカと粒界のなす角。Fig. 7 は、 $650^\circ \sim 800^\circ \text{C}$ の各温度で、10~30% の歪範囲で 2~3 本の引張を行い、それぞれ \bar{U}_s を測定した後、 $\varepsilon=19\%$ に相当する \bar{U}_s をプロットしたものである。Fig. 7 から、両鋼ともに 650°C から粒界すべりは活性化し、温度の上昇とともにその量を増すが、試料間を比較すると CN5 と C5 の差はそれほど大きくはなく、[N] の粒界すべりに対する効果は顕著には認められない。

4.3 中間温度脆性と変形機構に及ぼす [N] の影響

Cu-Zn 合金¹⁵⁾ においてはセレーションの発生と R. A の低下する領域がよく一致することから、動的歪時効による粗大すべり帯の形成が重要と考えられ、また、1% Nb を含む 18Cr-12Ni 鋼³⁾ の脆性に対しては、NbC の歪み誘起析出による粒内硬化が考えられている。本鋼の場合、後者の機構は考え難い。[N] の添加によつて、セレーションの発生する上限温度は上昇し、 $10^{-3}/\text{s}$ では C 系で 600°C まで、また、CN 系で 700°C までセレーションは観察される。

そこで、 T_{\min} 近傍の変形過程を加工硬化率の面から検討するために、L1, C2, LN2 および CN2 について応力-歪み曲線の解析を行った。Fig. 8 に、C2 および CN2 の結果を示す。加工硬化率 (h^*) は、真応力 (σ^*) および真歪み (ε^*) から次式によつて求めた。

$$h^* = d\sigma^*/d\varepsilon^*$$

Fig. 8 から、 h^* が一定となる直線硬化域 (stage II) に注目すると、C2 では 600°C まで、また、CN2 では 700°C まで stage II の存在していることがわかる。それ以上の温度域になると、変形の比較的初期から放物線硬化域 (stage III) となつている。stage III の開始は、交差すべりあるいは空孔拡散による転位の上昇機構に基づく動的軟化過程に相当することから、軟化の指標として stage III の開始歪み量 (ε^{*III}) をとると[†]、高温側では CN 系の ε^{*III} が大きいことがわかる。そこで、この ε^{*III} に対する [C] と [N] 量の影響を調べた結果を Fig. 9 に示す。Fig. 9 の L1 と C2 の比較から、 ε^{*III} に対する [C] の効果は低温側で認められるのに対し、C2 と LN2 および CN2 の結果を比較すると [N] の効果は高温側でむしろ認められることがわかる。[C] と [N] の差は、[C] が $M_{23}\text{C}_6$ として析出することで固溶 [C] が減少するのに対し、[N] は粒内に固溶した状態で存在するためと考えられる。したがつて、[N] によるセレーション上限温度の上昇は、 T_{\min} 近傍での動的軟

† 高温側で stage II の存在しない場合、低温側の h^* が一定となる値を尺度とし、 $h^*-\varepsilon^*$ 線図で h^* がその値となる歪み量を便宜的に ε^{*III} とした。

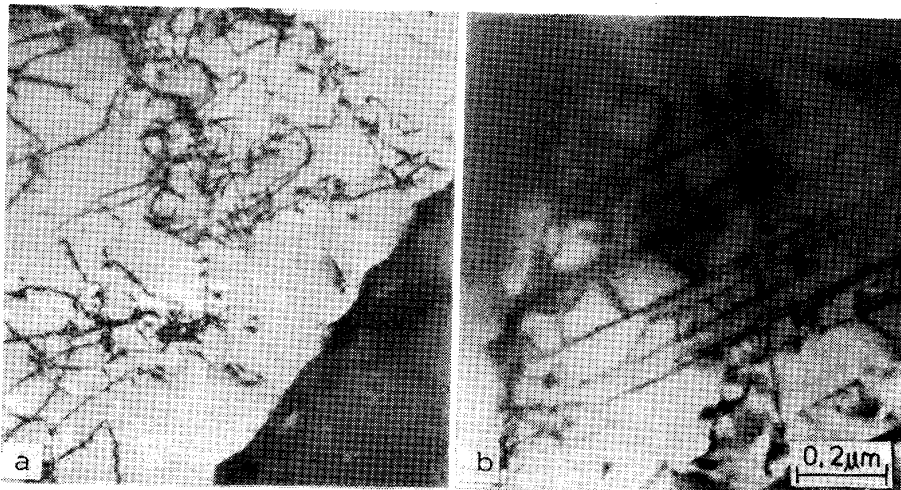


Photo. 3. Transmission electron micrographs of deformed structure, elongated at 750°C-1.8×10⁻³/s. (a) C2(0.06C-0.02N) and (b) CN2(0.07C-0.11N).

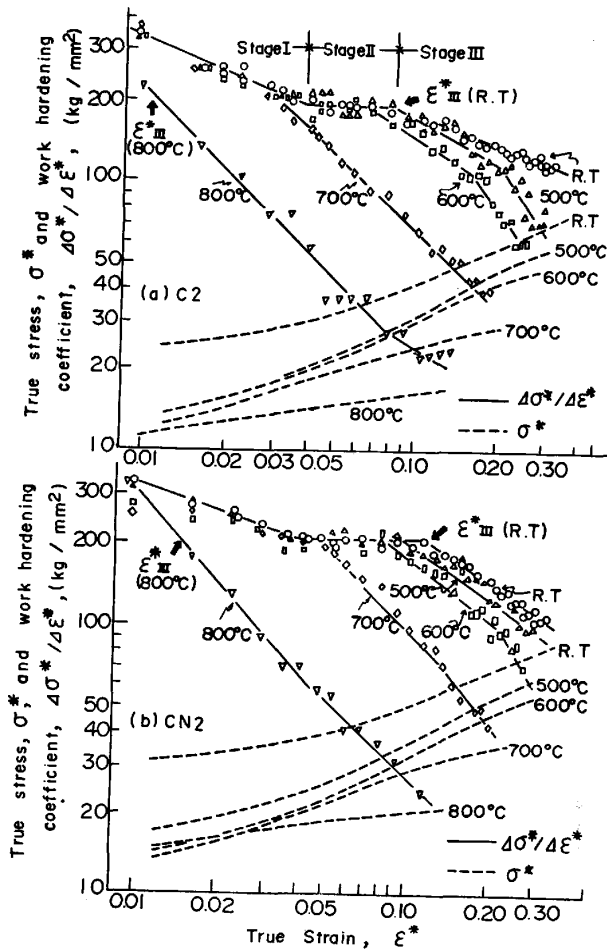


Fig. 8. True stress, σ^* , and work hardening coefficient vs. true strain at R.T and 500°~800°C for 18Cr-12Ni austenitic stainless steels for (a) C2(0.06C-0.02N) and (b) CN2(0.07C-0.11N) respectively. Strain rate is 1.8×10^{-3} /s.

化の遅れと関連しているものと考えられ、脆性を支配する要因の1つとなっていることが推察される¹⁸⁾。

Sikkaは⁶⁾、 γ 系ステンレス鋼の脆性を粒界近傍の動的

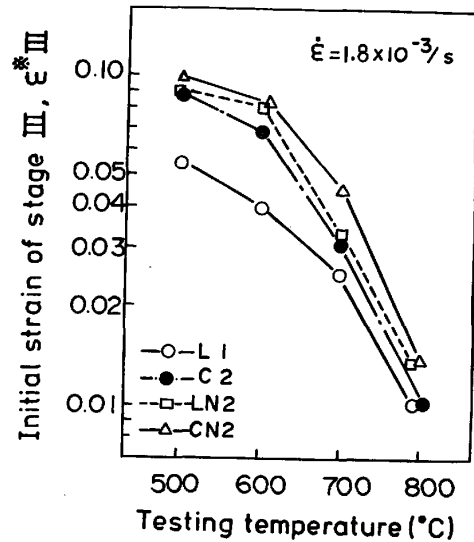


Fig. 9. Effect of [C] and [N] on critical strain, where stage III starts, for 18Cr-12Ni austenitic stainless steels bearing various combination of [C] and [N] content.

回復域の形成から考察し、[N]は回復を阻害するため、そのような回復域をさらに狭くするのではないかと推論しているが、Fig. 9 からみても、これは脆性の発生をかなり良く説明しているように思われる。

[N]による動的軟化の遅延効果を検討するために、750°C-1.8×10⁻³/sで5%の引張変形を付与した試料の下部組織をPhoto. 3に示す。Photo. 3-aから、C系では回復組織と思われる転位配列の組織が観察される。これに対し、Photo. 3-bは、CN2の一部に観察された転位の平行的な配列組織を例示したものである。Photo. 3-bのようなplanarな転位配列が観察されたことは、従来の高[N]鋼で報告されている結果¹⁷⁾²⁰⁾とも類似している。この結果は、[N]を含む鋼が組織的に不均一にな

りやすいことを示すもので、その結果、結晶粒相互間にマクロ的な組織の不均一性を生じるものと考えられる。

以上の結果を総合すると、本鋼の脆性は変形組織の不均一性によって生じた応力集中で粒界炭化物を起点としたボイドが発生する機構によって生じたものと考えられ、[N]の添加は変形組織を不均一にすることによって、また[C]の添加は粒界炭化物を形成することによって脆性の発生に関与すると考えられる。実用上、CN系の延性を向上させるには適当な[C]量の選定、鋼純度の改善および結晶粒の微細化をする必要がある。また、結晶粒を微細化し、かつ、粒界析出状態を変化させるために、微量の安定化元素の添加も延性を改善する可能性がある¹⁾。

なお、脆化機構の詳細については不明な点も多く、延性の改善も含め、今後の検討が必要と思われる。

5. 結 言

γ 系ステンレス鋼の高温延性について、[C]および[N]量を変えた18Cr-12Ni鋼を用い、500°~1000°Cの温度範囲で各種の引張試験を行い、延性に及ぼす化学成分、鋼中酸素量、結晶粒径および炭化物の分布状態の影響を調べ、以下のような結果を得た。

(1) [C]と[N]を複合で添加すると、600°~900°Cの温度域で粒界破壊による破断絞りの著しい低下を生じる。[C]または[N]単独添加では、清浄度が低下すると延性の低下を生じるが、その程度は軽い。

(2) 延性最小温度(T_{min})は[C]量に依存し、[C]量の減少により T_{min} は低温側に移行する。また、[N]量および結晶粒径の増加は、いずれも、最小延性値を低下させる。

(3) 脆化温度域は、粒界炭化物の分布状態に規定され、粒子間の間隔が減少すると延性は低下する。

(4) 粒界すべりは650°C近傍から活性化し、温度の上昇につれて増加する。しかし、粒界すべりに及ぼす[N]の効果はあまり大きくはない。

(5) 高温変形中の加工硬化に対し、[N]は放物線硬化の始まる歪み量を増加させる。この動的軟化の遅延

は、[N]によつてセレーションの上限温度が上昇すること、および、組織的には転位の平行配列が観察されることに対応すると考えられる。したがって、[N]による脆性の拡大は、このような組織的な不均一性に由来するものと推論される。

文 献

- 1) 植松美博, 星野和夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 8, A211
- 2) F. N. RHINES and P. J. WRAY: Trans. ASM, 54 (1961), p. 117
- 3) K. J. IRVINE, J. D. MURRAY, and F. B. PICKERING: JISI, 196 (1960) 3, p. 166
- 4) 河部義邦, 中川龍一, 向山保: 鉄と鋼, 54 (1968) 4, p. 473
- 5) P. KADLECEK: ASTM, STP 522 (1973), p. 1
- 6) V. K. SIKKA: ASTM, "Ductility and Toughness Considerations in Elevated Temperature Service" (1978), p. 129
- 7) 平修二, 藤野宗昭, 吉田稔: 材料, 27 (1978) 296, p. 447
- 8) 植松美博, 星野和夫: 鋼の熱間加工の金属学(鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1982), p. 261 [日本鉄鋼協会]
- 9) D. MGLEAN: Grain Boundary in Metals (1955), p. 231 [Oxford]
- 10) M. YAMAZAKI: Trans. JIM, "The International Conference on the Strength of Metals and Alloys" (1967), p. 162
- 11) R. RAJ and M. F. ASHBY: Acta Metall., 23 (1975) 6, p. 653
- 12) 松尾孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 59 (1973) 7, p. 907
- 13) 脇田三郎, 菊池実, 田中良平: 学振123委員会研究報告, 16 (1975), p. 1
- 14) 堀内良: 鉄鋼の高温変形挙動(鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編) (1979), p. 1 [日本鉄鋼協会]
- 15) 山形裕, 和泉修: 日本金属学会誌, 42 (1978) 10, p. 1012
- 17) G. ALDÉN and B. ARONSSON: Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys, (1972), p. 67 [Metals Society]
- 18) L. -Åke NORSTRÖM: Scand. J. Metall., 6(1977), p. 269
- 19) R. BHARGAVA, J. MOTEFF, and R. W. SWINDEMAN: ASME MPC, 1 (1975), p. 31
- 20) 田中徹, 菊池実, 田中良平: 学振123委員会研究報告, 18 (1977) 1, p. 17