

SUS304 および 316 ステンレス鋼の極低温における 引張変形挙動におよぼす C および N の影響

論文

三浦 立*・大西敬三*²・中嶋秀夫*³・島本 進*⁴

Effects of Carbon and Nitrogen on the Tensile Deformation Behavior of SUS304 and 316 Stainless Steels at Cryogenic Temperatures

Ritsu MIURA, Keizo OHNISHI, Hideo NAKAJIMA and Susumu SHIMAMOTO

Synopsis:

Effects of C and N contents on the tensile properties and deformation behaviors at low temperatures have been investigated to obtain an alloy design basis on SUS 304 and 316 austenitic stainless steels for cryogenic application.

Increase in C and N contents led to the increase in temperature dependency of 0.2% yield strength for both SUS 304 and 316 steels. However, SUS 316 steel showed larger temperature dependency than SUS 304 at the same level of (C+N) content, probably due to the solution strengthening effect of Mo.

The results of multiple regression analyses on the effects of C and N contents on the 0.2% yield strength at each temperature indicated that the contributions of both C and N increase with decreasing temperature and that the contribution of N is larger than that of C at low temperatures.

The deformation behavior of metastable austenitic steels could be comprehensively explained in relation to austenite stability. Increase in austenite stability resulted in increase in onset strain at which strain-induced martensitic transformation occurred. And increase in austenite stability also led to the decrease in transformation rate which in turn gave rise to lowering strain-hardening exponent. It has been also found that tensile elongation shows maximum at around M_{d30} temperature.

Key words: austenitic stainless steel; carbon content; nitrogen content; cryogenic temperature; tensile property; deformation behavior; austenite stability.

1. 緒 言

近年、核融合炉用超電導マグネットをはじめとする各種超電導機器の開発に関連して、構造材料の液体ヘリウム温度 (4 K) における機械的性質に対する関心が急速に高まってきた。

極低温用構造材料としてはオーステナイト (γ) 系ステンレス鋼および Al 合金が良く知られている。しかし、核融合炉用超電導マグネットのように発生する電磁力が大きく、また設置空間が限られている場合には、降伏強さのより高い構造材料が必要となってくる。 γ 系ステンレス鋼は C あるいは N の添加により低温における降伏強

さが著しく上昇することが知られており、N 強化型 γ 系ステンレス鋼は大型超電導マグネットの構造材料としてもつとも有望と考えられている¹⁾。現に、核融合炉用大型超電導マグネット開発のための国際協力事業 LCT (Large Coil Task) プロジェクトでは、装置およびコイルの支持構造材料として 304 あるいは 316 系の N 強化型ステンレス鋼が採用された²⁾。しかし、これら γ 系ステンレス鋼の 4 K までの低温機械的性質におよぼす C および N の影響に関するデータは、TOBLER らの研究³⁾があるもののいまだ十分とはいえない。

本研究では、合金設計のための基礎データを得ることを目的として、SUS304 および 316 ステンレス鋼の 4 K

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 3 月 24 日受付 (Received Mar. 24, 1986)

* (株)日本製鋼所開発技術本部 (R & D Division, The Japan Steel Works, Ltd., 1-1-2 Yuraku-cho Chiyoda-ku Tokyo 100)

*² (株)日本製鋼所 MH チーム 工博 (MH Team, The Japan Steel Works, Ltd.)

*³ 日本原子力研究所超電導磁石研究室 (Superconducting Magnet Laboratory, Japan Atomic Energy Research Institute)

*⁴ 日本原子力研究所超電導磁石研究室 工博 (Superconducting Magnet Laboratory, Japan Atomic Energy Research Institute)

Table 1. Chemical composition of the materials (wt%).

Material		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
SUS 304	Mean value	Variable*	0.52	1.18	0.020	0.010	9.97	18.35	—	Variable* ²
	Standard deviation	—	0.07	0.09	0.001	0.001	0.14	0.22	—	—
SUS 316	Mean value	Variable*	0.52	1.18	0.019	0.009	11.87	16.43	2.46	Variable* ²
	Standard deviation	—	0.05	0.05	0.001	0.001	0.13	0.15	0.04	—

* 3 levels in the range from 0.015 to 0.085%

*² 4 levels in the range from 0.05 to 0.18%

までの低温における引張性質および変形挙動におよぼす C ならびに N 含有量の影響を調査した。

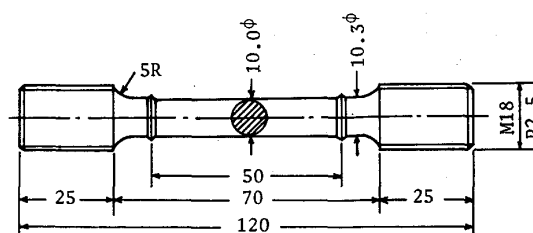
2. 実験方法

Table 1 に示すように、C および N 以外の化学成分を一定にして、C を 3 レベル、N を 4 レベルそれぞれ変化させた SUS304 および 316 鋼の 50 kg 鋼塊各 12 ヒートを高周波誘導炉にて大気中で溶製した。この鋼塊を熱間鍛造および熱間圧延により 22 mm 厚の鋼板とした後、1313 K×2hWQ の溶体化熱処理を施した。このようにして得られた供試材の結晶粒度は No.2.0~3.5 であった。

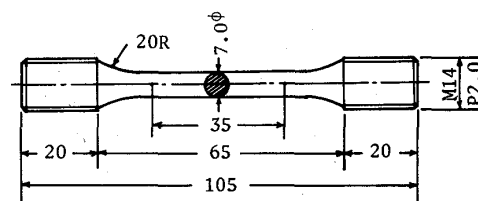
上記鋼板より圧延方向に直角に試験片を採取し、室温、77 K および 4 K で各 2 本の引張試験を行った。引張試験片の形状を Fig. 1 に示す。

室温および 4 K における試験にはインストロン型引張試験機を、77 K における試験には電気油圧式試験機を用いた。77 K および 4 K における試験は試験片をそれぞれ液体窒素および液体ヘリウムに浸漬して行つた。4 K における試験では 0.2% 降伏強さを決定するためのひずみの検出は試験片に貼付したひずみゲージにより行つた。室温および 77 K における試験では、測定範囲の異なる 2 種類の差動トランスを各 2 個ずつ装備した伸び計を用い、破断までの応力-ひずみ曲線を求めた。引張速度は 0.2% 降伏強さを越えるまではクロスヘッドスピードで 0.2 mm/min (公称ひずみ速度; 6.6×10^{-5} /s)、それ以降は 3.0 mm/min (1×10^{-3} /s) とした。

試験後、破断した試験片の一樣伸び部について X 線回折による相の定量を実施した。使用した装置は理学電機製ガイガーフレックス RAD-rA である。まず、Cr-K α 線を用いて出力 30 kV-100 mA、走査速度 1°/min で (200) γ 、(200) α' および (10-1) ϵ の積分強度を測定し、集合組織の影響を無視して各相の体積率を計算した⁴⁾。その結果、77 K および 4 K で試験したすべての試験片で ϵ マルテンサイトが認められたが、その量は 1% 前後で非常に少ないことがわかった。そこで、次に Mo-K α 線



(a) Specimen for RT and 77K tests



(b) Specimen for 4K test

Fig. 1. Configuration of the tensile specimens.

を用いて出力 40 kV-110 mA、走査速度 1°/min で試料を回転させながら (200) α' 、(211) α' および (200) γ 、(220) γ 、(311) γ の積分強度を測定し、集合組織の影響を考慮した BURKE らの方法⁵⁾ によつて存在相が α' と γ のみとしてそれぞれの体積率を算出した。

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

Fig. 2 に、C 含有量が 0.016% の SUS304 および 316 鋼の 0.2% 降伏強さならびに引張強さの温度依存性におよぼす N 量の影響を示す。両鋼種とも、0.2% 降伏強さは N 量の増加とともに上昇し、同時にその温度依存性も大きくなる。また、同一 N 量で降伏強さの温度依存性を比較すると SUS316 鋼の方が大きい。引張強さも N 量の増加とともに上昇する。しかし、引張強さおよびその温度依存性におよぼす N の影響は、降伏強さの場合に比較すると非常に小さい。

Fig. 3 に、SUS304 および 316 鋼の各温度における 0.2% 降伏強さを (C+N) 量に対してプロットした。

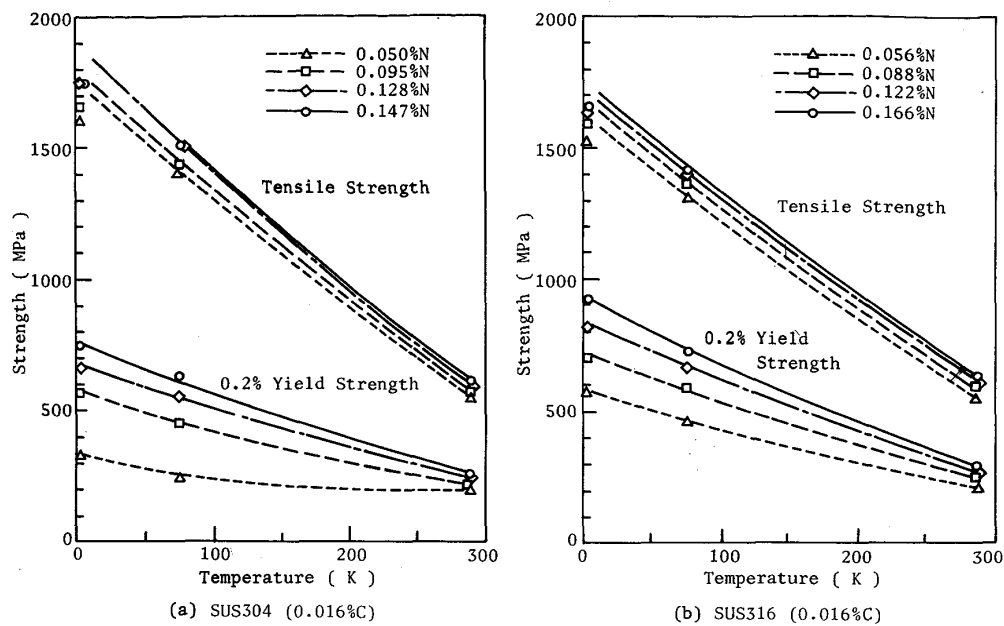


Fig. 2. Effect of N content on the temperature dependency of 0.2% yield and tensile strengths of SUS 304 and 316 stainless steels containing 0.016%C.

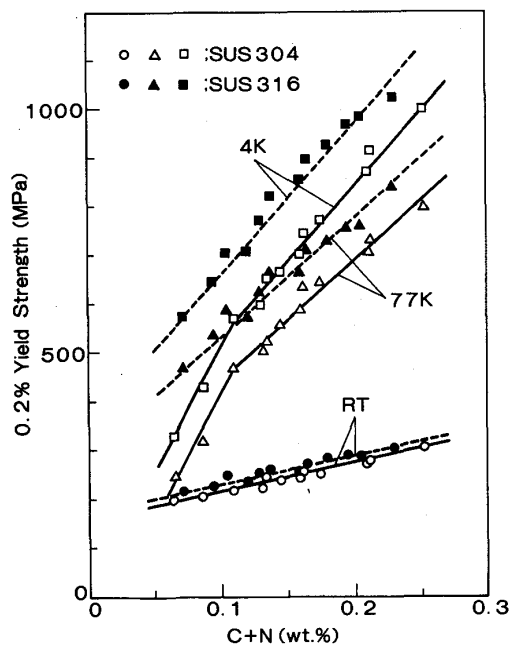


Fig. 3. Effect of (C + N) content on the 0.2% yield strength of SUS 304 and 316 stainless steels at low temperatures.

SUS304 鋼の場合、降伏強さは室温では (C+N) 量に対してほぼ直線的に上昇するが、77 K および 4K では $C+N=0.1\%$ 付近で直線こう配の急激な変化が見られる。TOBLER ら³⁾ も Type 304 鋼について同様の現象を認めている。一方、SUS316 鋼ではいずれの温度においても降伏強さと (C+N) 量の間にほぼ直線関係が成立し

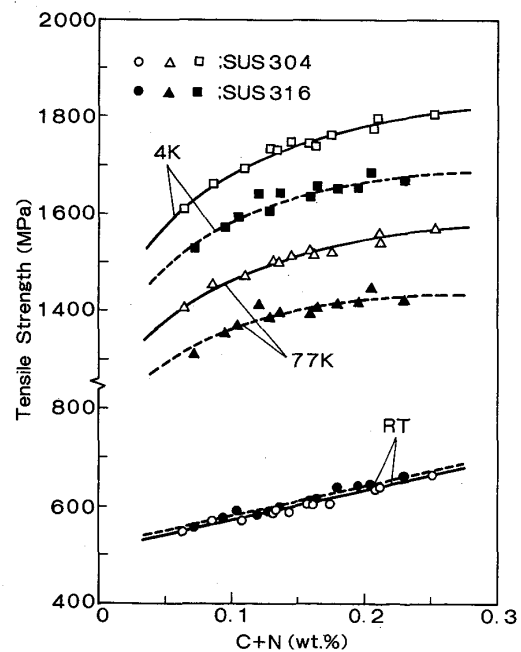


Fig. 4. Effect of (C + N) content on the tensile strength of SUS 304 and 316 stainless steels at low temperatures.

ている。直線のこう配は温度の低下とともに増大し、同一温度では SUS304 と 316 鋼でこう配にほとんど差がない。また、同一 (C+N) 量における降伏強さを比較すると SUS316 鋼の方が高く、その差は温度の低下とともに大きくなる。

次に、各温度における引張強さにおよぼすCおよびNの効果をも (C+N) 量の関数として Fig. 4 に示す。

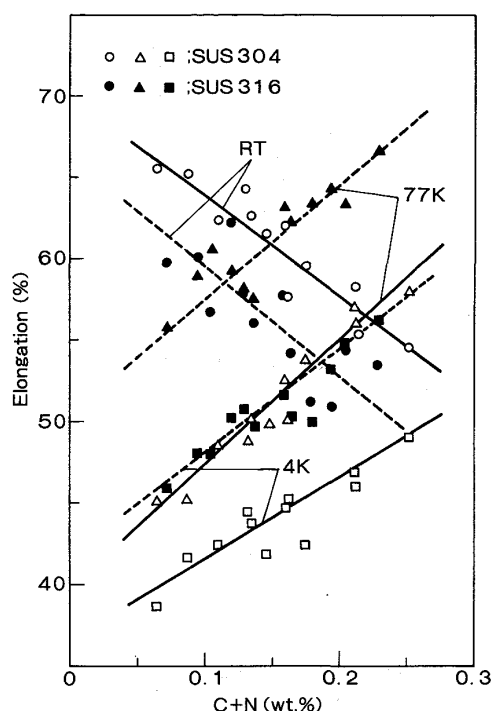


Fig. 5. Effect of (C+N) content on the tensile elongation of SUS 304 and 316 stainless steels at low temperatures.

SUS304 と 316 鋼は (C+N) 量に対してほぼ同じ挙動を示している。すなわち、引張強さは室温では (C+N) 量の増加とともに直線的に上昇し、77 K および 4 K では曲線を描いてゆるやかに上昇する。両鋼種を比較すると、引張強さは室温では SUS316 鋼の方がわずかに高い値を示すが、77 K および 4 K では逆に SUS304 鋼の方が高くなっている。

Fig. 5 に、各温度における伸びにおよぼす (C+N) 量の影響を示す。SUS304 と 316 鋼は同一温度では (C+N) 量に対してほぼ同じ傾向を示している。しかし、室温と低温では挙動がまったく異なっている。すなわち、伸びは室温では (C+N) 量の増加とともに減少するのに対して、77 K および 4 K では逆に増加する。両鋼種の伸びの値を比較すると、室温では SUS304 鋼の方が高いが、低温では逆に SUS316 鋼の方が高い値を示している。

絞りについては、室温では両鋼種とも (C+N) 量の増加とともにわずかに低下する傾向が見られたが、低温では (C+N) 量依存性はほとんど認められなかった。両鋼種の絞りを比較すると室温では両鋼種とも 74~68% でほぼ同じである。これに対して低温では、77 K で SUS304 鋼の約 52% に対して SUS316 鋼の約 58%、4 K で SUS304 鋼の約 48% に対して SUS316

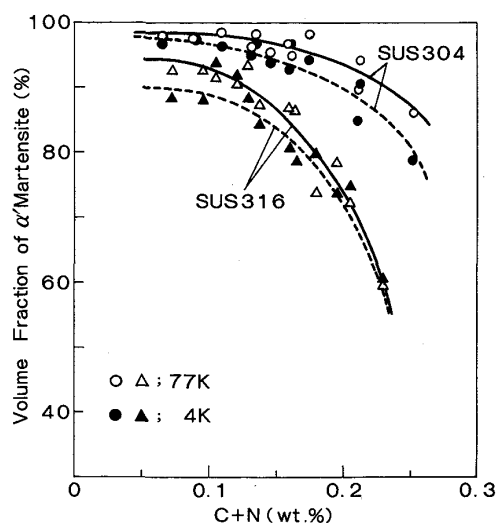


Fig. 6. Effect of (C+N) content on the volume fraction of α' martensite at uniformly elongated portion of the broken specimens at 77 and 4 K.

鋼の約 53% と、SUS316 鋼の方が高い値を示した。

3.2 X線回折結果

本実験に用いた供試材はすべて室温では γ 単相であり、また 4 K で試験した試験片ネジ部でも γ 以外の相は検出されなかった。室温で試験した試験片の一樣伸び部では (C+N) 量のもつとも低い SUS304 鋼 (0.016% C, 0.050% N) で約 4% の α' 相が検出されたほかはすべて γ 単相であつた。

一方、77 K および 4 K で試験した試験片の一樣伸び部では γ 相のほかに α' および ϵ 相がすべての試験片に認められた。しかし、 ϵ 相の量は非常に少なく、また (C+N) 量との相関が見られなかった。Fig. 6 に、存在相を α' と γ のみとして求めた α' 相の体積率を (C+N) 量に対してプロットした。77 K および 4 K における引張試験では多量の α' 相が生成し、その量は (C+N) 量の増加とともに減少する。同一 (C+N) 量で比較すると、 γ の不安定な SUS304 鋼の方が α' 相が多くなっている。また、77 K と 4 K における α' 相の量を比較すると、両鋼種とも 77 K の方が α' 相が多くなっているが、これは Fig. 5 からわかるように伸びの値 (変形量) が 77 K の方が大きいためであり、単位伸び当たりの α' 相は 4 K の方が多くなっている。

4. 考 察

4.1 0.2% 降伏強さの温度依存性

準安定オーステナイト鋼の降伏強さの温度依存性は固溶強化元素量³⁾ および γ の安定性⁶⁾ によつて影響される。C および N は侵入型固溶強化元素であると同時に γ

安定化元素でもあるので、両効果を通じて準安定オーステナイト鋼の降伏強さの温度依存性に影響をおよぼす。

TOBLER ら⁷⁾は Type 316 鋼について 0.2% 降伏強さの温度依存性を詳細に検討し、古典理論に基づく次式が実験結果と良く一致することを示した。

$$\sigma_y = \sigma_A + (\sigma_0 - \sigma_A) \exp(-C_0 T) \cdots \cdots (1)$$

σ_y : 温度 $T(K)$ における 0.2% 降伏強さ

σ_A : 金属学的因子によって決まる温度に無関係な応力

σ_0 : 絶対零度に外挿した 0.2% 降伏強さ

C_0 : 活性化エネルギー、エントロピーおよびひずみ速度に関する材料定数

γ 系ステンレス鋼の場合、 σ_A は 823 K 付近における 0.2% 降伏強さにはほぼ一致する。著者らの他の研究⁸⁾によれば、SUS304 および 316 鋼の 823 K における 0.2% 降伏強さ σ_y と $(C+N)$ 量の間には次式が成立する。

$$\text{SUS304}; \sigma_y(\text{MPa}) = 368(C+N, \text{wt}\%) + 54 \cdots \cdots (2)$$

$$\text{SUS316}; \sigma_y(\text{MPa}) = 368(C+N, \text{wt}\%) + 78 \cdots \cdots (3)$$

(2) あるいは (3) 式によって得られる σ_y を σ_A として、本実験結果を最小自乗法によって (1) 式にフィットし、 σ_0 および C_0 の値を求めた。こうして得られた σ_0 および C_0 を $(C+N)$ 量の関数として Fig. 7 に示す。SUS316 鋼では σ_0 および C_0 とも $(C+N)$ 量の増加とともにほぼ直線的に増加する。しかし、SUS304 鋼では $C+N=0.1\%$ 付近で σ_0 および C_0 の直線こう配が急激に変化している。これは、SUS304 鋼では C および N 含有量が低く γ が不安定な場合、後述するように応力誘起

マルテンサイト変態が起こり低温における 0.2% 降伏強さが著しく低くなるためである。SUS304 鋼に比較して γ の安定な SUS316 鋼では、調査した C および N 量の範囲で応力誘起マルテンサイト変態は起きない。

応力誘起マルテンサイト変態が起きない領域における σ_0 および C_0 の $(C+N)$ 量に対する直線こう配は SUS304 鋼と SUS316 鋼ではほぼ同じであり、 $(C+N)$ 量が 0.2% 降伏強さの温度依存性におよぼす効果は両鋼種に対して同等と考えられる。また、同一 $(C+N)$ 量で比較すると σ_0 , C_0 とも SUS316 鋼の方が大きくなっているが、これは主として Mo の置換型固溶強化作用によるものと考えられる。

4.2 0.2% 降伏強さにおよぼす C および N の影響

両鋼種の各温度における 0.2% 降伏強さにおよぼす C および N の影響を定量化することは合金設計上きわめて有益である。これまで C と N の効果は同一として扱ってきたが、厳密には C と N の効果は異なるとの報告が多い^{9)~12)}。そこで、C と N 含有量を独立変数として次式を仮定し重回帰分析を行った。

$$\sigma_y(\text{MPa}) = C_1 + C_2(C, \text{wt}\%) + C_3(N, \text{wt}\%) \cdots \cdots (4)$$

ただし、Fig. 3 で著しく低い値を示した二つの SUS304 鋼の 77 K および 4 K のデータは除外した。重回帰分析結果をまとめて Table 2 に示す。重寄与率 R^2 はいずれの場合も 0.95 以上であり、回帰式による推定値は実測値と非常に良く一致することがわかる。

Fig. 8 に、C と N の回帰係数を温度の関数として示す。C と N の寄与はともに温度の低下とともに増大する。また、N の寄与は常に C のそれより大きく、その比は Table 2 に示すように 1.17~1.98 となっている。Type 304 鋼に関する REED らの解析結果¹⁰⁾では、C の寄与は室温と 77 K で変わらず、また室温では C の寄与が N より大きくなっており、これらの点で本解析結果は REED らの結果と異なっている。しかし、18Cr-14Ni 鋼に関する武本らの実験結果¹¹⁾では室温から 111K の温度で C と N の寄与はともに温度の低下とともに増大し、また

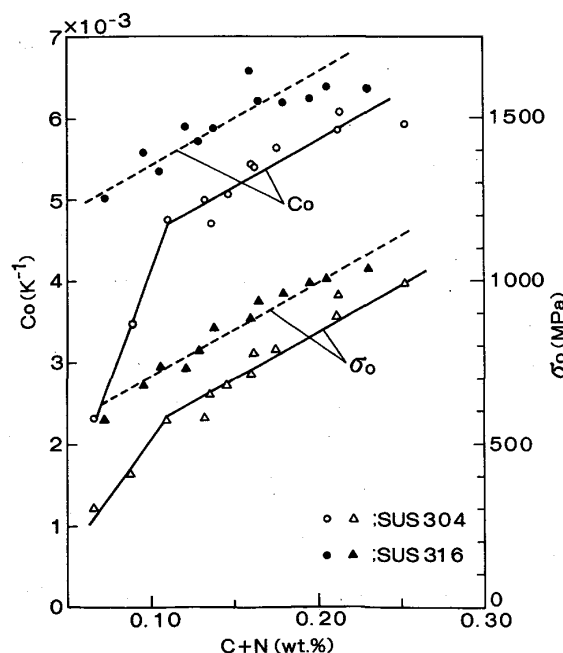


Fig. 7. Plots of C_0 and σ_0 in eq. (1) against $(C+N)$ content.

Table 2. Summary of multiple regression analyses on the effects of C and N contents on 0.2% yield strength.

Steel	Temp.	Regression coefficients			C_3/C_2	R^{2*}
		C_1	C_2	C_3		
SUS 304	RT	154	419	602	1.44	0.97
	77K	200	1363	2697	1.98	0.96
	4K	197	2611	3366	1.29	0.99
SUS 316	RT	179	328	602	1.84	0.97
	77K	356	1445	2094	1.45	0.97
	4K	390	2493	2915	1.17	0.98

* Multiple coefficient of determination

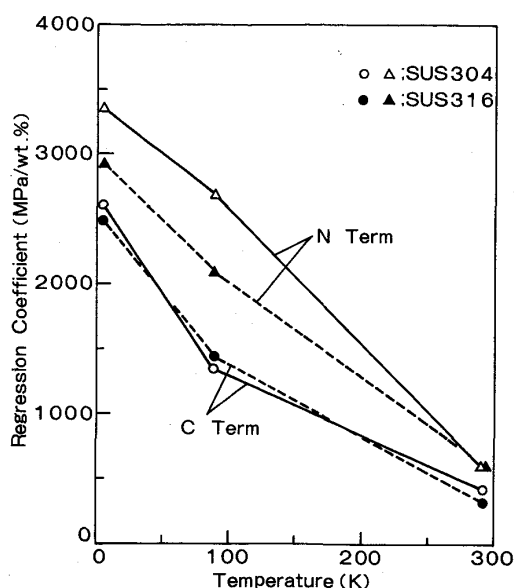


Fig. 8. Contribution of C and N terms to the 0.2% yield strength of SUS 304 and 316 stainless steels at low temperatures.

すべての温度でNの寄与の方が大きくなっており、本解析結果と一致する。その他の研究者の結果⁹⁾¹²⁾もNの寄与の方が大きくなっている。したがって、0.2% 降伏強さに対するNの寄与はCのそれより大きいとする方が妥当であると考えられる。

4.3 変形挙動におよぼすCおよびNの影響

準安定オーステナイト鋼の変形挙動は γ の安定性すなわちマルテンサイト変態を通じてCおよびN含有量に著しく影響される。Fig. 9に、(C+N)含有量の異なるSUS304鋼の4Kにおける荷重-変位曲線を示す。4Kではすべての試験片で極低温において特徴的な不連続降伏 (Discontinuous yielding) 現象が見られた。この現象は変態の有無や変形モードの違いにかかわらずほとんどの金属材料に見られることから、現在では試験片の断熱加熱によるとする説が主流となっている^{13)~15)}。

Fig. 9において、(C+N)量が0.066%の場合、荷重-変位曲線の立上がりこう配が他のものより小さくなっている。(C+N)含有量の低いSUS304鋼では試験温度77Kおよび4Kは M_s 点に近く γ が著しく不安定で、すべり変形が起こる前にいわゆる応力誘起マルテンサイト変態¹⁶⁾が起こり、この変態によつて変形が進行するために降伏強さが著しく低くなっている。

室温および77Kでは不連続降伏現象はまったく見られなかった。また、77Kにおける変形挙動は不連続降伏現象を除けば4Kの場合と定性的に良く似ていた。不連続降伏現象がなく解析が容易であることから、こ

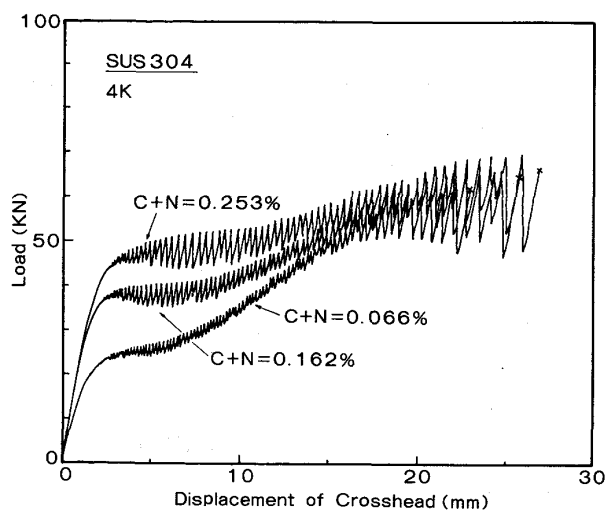


Fig. 9. Load-displacement behaviors of SUS 304 stainless steels with different (C+N) contents during tensile test at 4K.

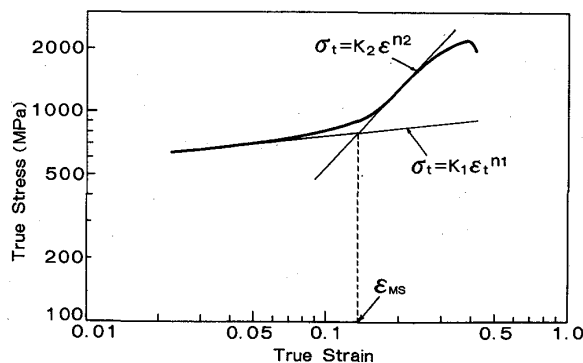


Fig. 10. Typical true stress-true strain curve of metastable austenitic steel at low temperature.

では77Kの場合について変形挙動におよぼすCおよびNの影響を議論する。Fig. 10に、準安定オーステナイト鋼の低温における典型的な真応力-真ひずみ挙動を示す。真応力-真ひずみ曲線は低加工硬化領域と高加工硬化領域に明瞭に区別できる。本研究では、図に示すように低加工硬化領域ならびに高加工硬化領域の最大傾斜部を良く知られている真応力と真ひずみの関係式 $\sigma_t = K \epsilon_t^n$ にフィットし、それぞれの領域におけるひずみ硬化指数 n_1 および n_2 を求めた。このようにして得られる n_2 は最大マルテンサイト生成速度に対応し、両直線の交点のひずみ ϵ_{MS} は近似的にひずみ誘起マルテンサイト変態が開始するひずみ値を与えるものとして議論を進める。

Fig. 11に、77KにおけるSUS304および316鋼の n_1 、 n_2 および ϵ_{MS} をひずみ誘起マルテンサイト変態に対する γ 安定度の指標である M_{d30} に対してプロットし

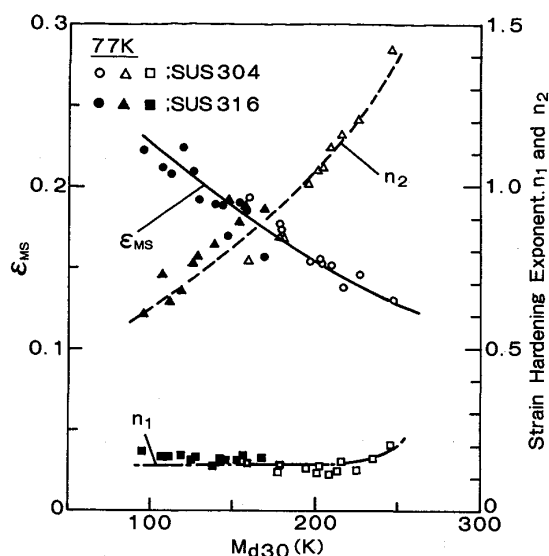


Fig. 11. Plots of onset strain ϵ_{MS} at which strain-induced martensitic transformation occurs and strain-hardening exponents n_1 and n_2 at 77 K against M_{d30} temperature.

た。 M_{d30} は、野原らが ANGEL の式について詳細な追実験を行い Ni の係数を修正するとともに結晶粒度の効果を加えた次式¹⁷⁾を用いて、結晶粒度を No. 2.5 として計算した。

$$M_{d30}(\text{K}) = 824 - 462(\text{C} + \text{N}) - 9.2\text{Si} - 8.1\text{Mn} - 29.0(\text{Ni} + \text{Cu}) - 13.7\text{Cr} - 18.5\text{Mo} - 68.0\text{Nb} - 1.42(\nu - 8.0) \quad (5)$$

ここで、各成分は重量百分率で表し、 ν は結晶粒度番号である。低加工硬化領域における指数 n_1 はほぼ一定であるが、 γ が著しく不安定で応力誘起マルテンサイト変態が起こる場合にはやや高くなっている。高加工硬化領域における指数 n_2 は M_{d30} の上昇とともに増大する。一方、ひずみ誘起マルテンサイト変態の開始ひずみ ϵ_{MS} は M_{d30} の上昇とともに低下し、 γ が不安定なほど早期にマルテンサイト変態が始まることがわかる。Fig. 11 において SUS304 と 316 鋼のデータはほぼ同一の曲線上に乗っている。

上述の指数 n_2 の変化はマルテンサイト生成速度の変化に対応するものと考えられる。そこで、Fig. 6 に示した一様伸び部における α' マルテンサイト体積率を一様伸び ϵ_{uni} (最大応力に対応する真ひずみ) と ϵ_{MS} の差で割った値が近似的に平均マルテンサイト生成速度を与えると、指数 n_2 との対応を見た。結果を Fig. 12 に示す。ひずみ硬化指数 n_2 はひずみ誘起マルテンサイト生成速度と良く対応していることがわかる。

以上のように、SUS304 と 316 鋼の変形挙動に関す

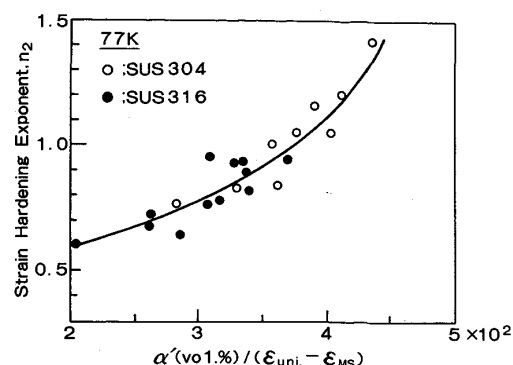


Fig. 12. Relationship between strain-hardening exponent n_2 and strain-induced martensitic transformation rate $\alpha' / (\epsilon_{uni} - \epsilon_{MS})$ where ϵ_{uni} is a uniform elongation.

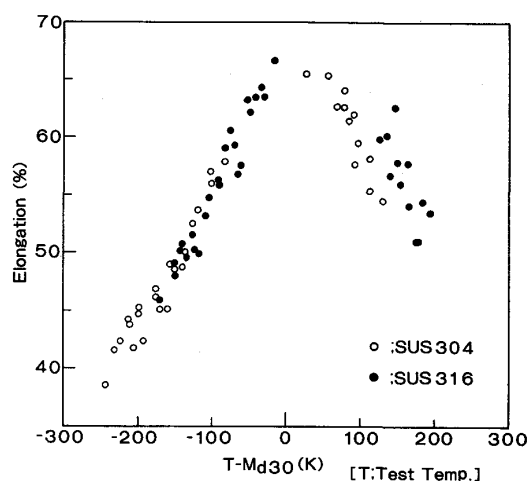


Fig. 13. A plot of tensile elongation of SUS 304 and 316 stainless steels at RT, 77 K and 4 K against relative temperature ($T - M_{d30}$).

るデータは M_{d30} によつてほぼ統一的に説明できることから、準安定オーステナイト鋼の変形挙動におよぼす C と N の影響はその γ 安定化効果のみによると考えられる。

4.4 伸びにおよぼすCおよびNの影響

3.1 項において、伸びの値は (C+N) 量に対して室温と低温で逆の傾向を示し、また SUS304 と 316 鋼の伸びの大小も室温と低温で逆転することを示した。準安定オーステナイト鋼の伸びはマルテンサイト変態と密接に関係する^{17)~19)}。Fig. 13 に、室温、77 K および 4 K における全供試材の伸びを試験温度 T と M_{d30} との相対温度 ($T - M_{d30}$) に対してプロットして示す。このように整理すると鋼種 (化学成分) および試験温度にかかわらず、伸びは $T - M_{d30} = 0$ 付近にピークを持つ一本の曲線によつて表される。したがつて、使用温度におい

て最大の延性を得るためには、 M_{d30} が使用温度に一致するように合金設計すれば良い。

また、伸びの値を前項で示したひずみ硬化指数 n_2 に対してプロットした場合、 $n_2=0.6$ 付近にピークを有する一本の曲線上に乗る。ひずみ硬化指数 $n_2=0.6$ は Fig. 12 よりマルテンサイト生成速度 200 vol%/strain に対応する。

以上のことから、準安定オーステナイト鋼の伸びに対する C と N の影響もその γ 安定化効果のみによつて決まると考えられる。

5. 結 言

極低温で使用される SUS304 および 316 ステンレス鋼の合金設計の基礎データを得るために、4 K までの低温における引張性質および変形挙動におよぼす C および N の影響を調査した。得られた主な結果をまとめると以下のとおりである。

(1) SUS304 および 316 鋼とも 0.2% 降伏強さの温度依存性は C および N 含有量の増加とともに大きくなる。しかし、同一 (C + N) レベルで比較すると SUS316 鋼の方が SUS304 鋼より大きな温度依存性を示し、これは主として Mo の固溶強化作用によるものと考えられる。

(2) 両鋼種とも 0.2% 降伏強さはいずれの温度においても C および N 含有量の増加とともに上昇する。重回帰分析の結果、C と N の寄与はともに温度の低下とともに増大し、N の寄与は常に C のそれより大きいことがわかった。

(3) 変形挙動に関しては、C および N 含有量はひずみ誘起マルテンサイト変態開始ひずみおよびその後のマルテンサイト生成速度に影響をおよぼし、それらは γ 安定度のみに依存する。

(4) 伸びの値を試験温度 T と M_{d30} の相対温度 ($T - M_{d30}$) に対してプロットすると、鋼種および試験温度にかかわらず、 $T - M_{d30} = 0$ 付近にピークを持つ一本の

曲線で表される。

最後に、室温および 77 K における引張試験ならびに X 線回折を実施して下さった (株) 日本製鋼所材料研究所 林義彦氏に感謝致します。また、4 K での試験を実施するに当たり有益なる御助言および御協力をいただきました日本原子力研究所超電導磁石研究室 吉田清氏および高橋良和氏に深謝致します。

文 献

- 1) H. I. MCHENRY and R. P. REED: Nuclear Engineering and Design, **58** (1980), p. 219
- 2) 島本 進: 原子力工業, **25** (1979) 4, p. 17
- 3) R. L. TOBLER and R. P. REED: Materials Studies for Magnetic Fusion Energy Applications at Low Temperatures III, NBSIR80-1627, p. 15
- 4) B. D. CULLITY: X 線回折要論 (松村訳) (1968), p. 395 [アグネ社]
- 5) J. BURKE and D. W. HARVEY: JISI, **208** (1970), p. 779
- 6) G. P. SANDERSON and D. T. LLEWELLYN: JISI, **207** (1969), p. 1129
- 7) R. L. TOBLER, R. P. REED and D. S. BURKHALTER: Materials Studies for Magnetic Fusion Energy Applications at Low Temperatures III, NBSIR80-1627, p. 49
- 8) 大西敬三, 塚田尚史, 鈴木公明, 三浦 立, 楠橋幹雄, 佐藤育男: 火力原子力発電, **36** (1985), p. 849
- 9) C. M. HSIAO and E. J. DULIS: Trans. ASM, **52** (1960), p. 855
- 10) R. P. REED and N. J. SIMON: Adv. Cryog. Eng., **30** (1984), p. 127
- 11) 武本敏彦, 向井孝慈, 星野和夫: 鉄と鋼, **69** (1983), A89
- 12) 柴田浩司, 岸本康夫, 藤田利夫: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1795
- 13) C. J. GUNTNER and R. P. REED: Trans. ASM, **55** (1962), p. 399
- 14) R. P. REED and GUNTNER: Trans. Metall. Soc. AIME, **230** (1964), p. 1713
- 15) 石川圭介, 緒形俊夫: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 28
- 16) D. FARR: Metall. Trans., **2** (1971), p. 1883
- 17) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 212
- 18) J. P. BRESSANELLI and A. MOSKOWITZ: Trans. ASM, **59** (1966), p. 223
- 19) I. TAMURA, T. MAKI and H. HATO: Trans. ISIJ, **10** (1970), p. 163