UDC 669. 15' 26' 24' 74A-194:620. 17

Mn 系オーステナイトステンレス鋼の 機械的性質について **

藤 倉 正 国*

On the Mechanical Properties of some Low-Nickel Austenitic Stainless Steels.

Masakuni Fujikura

Synopsis

After investigating the generating tendency of δ ferrite making Ni of SUS 27 replaced with Mn and N up to 4% there made a tensile test about the steels whose ferrite amount is similar to that of SUS 27 within the range of between -50°C and 100°C . The generating tendency of martensite had been checked simultaneously.

Within the composition range of the said test Mn acted as the ferrite former and δ ferrite amount was found much in those steels having much Mn.

On the other hand, there recognized that N was effective to make the stacking fault energy raised and the work hardening reduced.

The peak elongation in the sub-zero temperature was found in the case when the martensite amount (mostly α' martensite) obtained after deformation was between 15% and 30%.

N, in opposition to Ni, makes the tensile strength at room temperature bigger, but it makes both the raising degree of the tensile strength obtained in the case when the temperature is reduced to the sub-zero range and the generating tendency of martensite smaller.

1. 緒 言

一般にオーステナイト系ステンレス鋼の焼なまし状態の機械的性質は構成元素の固溶硬化、結晶粒度、 δ フェライト量、 α' あるいは ϵ' マルテンサイトの生成量などによって決まることは周知のとおりである。また、Trip 現象のようにオーステナイトが適度に不安定な場合にみられる異常伸び現象もよく知られている。しかし、オーステナイトの安定性に及ぼす Cr, Ni の影響はかなりよく知られているが、Mn, N の影響はほ

とんど知られておらずわれわれの利用できるデータが見当らない。SUS 27 の Ni を Mn, N で置換した場合の δ フェライトの生成傾向、また均一オーステナイト組織のものについてはサブゼロ温度から 100°C までの温度範囲で引張試験を行なった。金属組織の調査結果もあわせ報告する。

2. 供 試 材

Table 1 に供試材の化学組成をしめした。SUS 27 の Ni の半分までを Mn, N で置き換えた。その場合 Mn の Ni 当量を 0.2 および 0.5 にえらんだ。また、N は 0.15% および 0.23% の 2 水準とし、Ni, Mn, N

昭和45年11月28日受付

* 大同製鋼株式会社中央研究所

** 昭和45年日本金属学会秋季大会で発表

Table 1. Chemical composition of specimens.

Ch. No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	N
V2701	.07	.26	10.1	.033	.023	.21	4.2	18.6	.14
03	.06	.30	7.1	.031	.026	.20	5.6	18.6	.15
04	.06	.30	15.5	.029	.022	.18	5.3	18.6	.16
05	.06	.28	4.0	.033	.022	.19	7.5	18.4	.13
06	.07	.28	8.0	.030	.024	.19	6.7	18.5	.14
07	.07	.30	10.2	.034	.022	.24	4.2	18.2	.22
10	.07	.28	2.0	.029	.023	.24	3.8	18.5	.25
11	.09	.30	7.3	.029	.024	.26	5.5	18.6	.20
12	.08	.34	15.9	.036	.034	.22	5.2	18.7	.22
13	.08	.21	4.1	.035	.034	.20	6.9	19.0	.23
SUS27	.07	.25	1.50	.034	.025	.20	8.4	18.3	.10

以外の元素はなるべく一定に保った。

溶解は誘導炉で大気中で行ない15kgの鋼塊に铸込んだ。またNの添加は窒化マンガン形で添加した。鋼塊は所定の疵取りを行ない20φバーに鍛伸したが鍛造加熱条件はAISI 201鋼のそれに準じた。

3. 実験方法

3.1 引張り試験

20φ鍛伸材を1050℃で30min固溶化焼なましを行なった材料の常温引張試験はJIS 4号試片、-50℃～100℃で行なった引張試片はFig. 1に示したネジ付き試片を用いた。試験温度がサブゼロ温度の場合はドライアイスとアルコールを寒剤として用い、室温以上の場合には加熱水中で行ないひずみ速度は $5 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ で行なった。

3.2 積層欠陥エネルギー

固溶化焼なまし後室温でファイリングを行ない、Nelson-Rileyプロット¹⁾を行なって積層不整の存在する確率 α を求めた。一例をFig. 2に示した。積層不整の発生による格子定数の変化(Δa_{hkl})は次式で表わされる。

$$\Delta a_{hkl} = a_0 \cdot G_{hkl}^s \cdot \alpha$$

Fig. 1. Tensile specimen for sub-zero temperatures.

Fig. 2. Nelson-Riley plots for the determination of stacking fault frequency.

ただし、 a_0 : 真の格子定数

$$G_{hkl}^s = \frac{-\sqrt{3}}{4} \cdot \frac{\sum b(\pm)h+k+l}{(u+b)(h^2+k^2+l^2)}$$

u : 不整の影響を受けない反射の数

b : 不整の影響を受ける反射の数

α は (111), (200), (220) 面について求め相加平均した。

3.3 δフェライトの定量

X線法で行なった。ターゲット $M_0 K\alpha$, 45KV, 10mA, Zr フィルター, オーステナイトの (220), δフェライトの (211) 面からの積分強度を求め次式から計算した。

$$V_\delta(\%) = GP/1+GP$$

$G : 0.71$ (定数)

 $P : I_{211} / I_{220}$

4. 実験結果

4.1 焼なまし状態の金属組織

Photo. 1 に SUS 27 および 0.15% N 添加鋼の 1100°C 焼なまし状態の金属組織を示した。δ フェライト量は後述のように同一 Ni 量の場合でも Mn 量の多いものが多く SUS 27 および 0.23% N 添加鋼はいずれも δ フェライト量はごくわずかであった。Fig. 3 に焼なまし温度と δ フェライト量の関係を示したが各 Ni 量のものについて Mn の多いものが δ フェライト量が多く焼なまし温度 1100°C の場合 5.5% Ni 鋼で δ = 0 となる Mn 量を外そうと求めると 5.5% Mn, 7% Ni の場合は 4.0% Mn となる。すなわち化学組成からシェフラープロットを行なうと Cr 当量約 19%, Ni 当量約 14% 以上となり完全にオーステナイト相域であるが、しかしシェフラー状態図のごとく Mn は Ni 当量 0.5 の単純なオーステナイト形成元素ではなく上述の臨界 Mn 量より多いと逆に δ 形成元素として働いているものと考えられる。この傾向は Fig. 4 に示すごとく Frank 等²⁾の結果からもうかがえる。図から Mn がオーステナイト形成元素からフェライト

Fig. 3. Relation between δ ferrite contents and Mn, N %, specimen held 30 min at each temperature.

形成元素に変わる臨界Mn量は18%Crの場合が5%, 16% Cr の場合では10%前後である。いっぽう, Nは従来の知見通りであり Mn, Ni 量に関係なく 0.23% N

Photo. 1. Microscopic structures of specimens solution-treated at 1100°C for 30 min. ($\times 600$)

Fig. 4. Effect of Mn contents on $\gamma/\gamma+\delta$ phase boundary of Fe-16 to 18% Cr-Ni alloys, according to Franks.

添加鋼の δ フェライト量は $<0.5\%$ であり特に異常はみとめられなかった。

Fig. 5. Tensile properties at room temperature, specimen were solution treated at 1050°C for 30 min.

4.2 引張試験値

室温における引張試験値をN量で整理したのがFig. 5である。引張強さと0.2%耐力は全体としてN量とともに増加している。しかし伸び、絞りには逆にN量が多いとわずかに減少する傾向がみとめられる。同様の整理をMnについて行なったがはっきりした傾向はみとめられない。この場合、0.2%耐力、引張強さに対する δ フェライトの影響の度合いはオーステナイトの固溶硬化に対する各種元素の影響に比べかなり小さく δ フェライト量も10%以下であるから上述のような整理に対して影響は極めて小さい。

Fig. 6 に δ 量1%以下のものについてサブゼロ温度域から100°Cまでの温度で引張試験を行なった結果

Fig. 6. Tensile properties in temperature range -50°C to 100°C , strain rate $5 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$.

を示す。図から引張強さは低温程大きく、絞りに対しては温度の影響がほとんどない。いっぽう、伸びは15.5% Mn-5.5% Ni-0.23% N 鋼の場合は温度が低い程伸びが大きい、それ以外のものは0°Cでピークとなっている。このような異常伸びの原因はオーステナイトの安定性に関係があり、適当にオーステナイトが安定であるとすなわちMs点とMd点の間のある温度のところでは伸びがピークになることが知られている⁸⁾。化学組成から真ひずみ0.3まで引張った場合にマルテ

ンサイトが50%生成する温度を計算し⁴⁾ 異常伸びが生じる温度との対比を行なったがはっきりした傾向はみとめられなかった。しかし、室温近辺の伸びはN量がもっとも少ないSUS27がもっとも大きく、引張強さはもっとも小さい。また、0℃での伸び、絞りもNの少ないほど大きく、伸びはいずれも80%以上である。

4・3 積層不整に及ぼす Mn, N の影響

Fig. 7 に積層不整発生頻度をNiで整理した結果を示す。Niが多いと積層不整発生頻度が全体として減

Fig. 7. Relation between stacking fault frequency and Ni contents.

Fig. 8. Relation between work hardening after 60% cold rolling and stacking fault frequency.

少しているがNが多いものは同一Ni量でも発生頻度が小さいことは注目に値する。積層欠陥エネルギーに対するCr, Niの影響はよく知られているが⁵⁾ Nについてはほとんどわかっていない。Mnの影響は本実験の場合にはっきりした傾向がみとめられなかった。

また、Fig. 8は焼なまし状態のカタサと60%冷間圧延後のカタサの差と積層不整発生頻度との関係をプロットしたものであり両者により相関がみとめられる。

5. 結果の検討

5・1 異常伸びについて

Fig. 6 に用いた引張試片の α' マルテンサイト量を求めた結果を Fig. 9 に示した。N量の少ないものすなわち0.10~0.15%Nを含有するものは30℃以下で

Fig. 9. Relation between α' contents and tensile temperature.

α' 量が急激に増加しているが0.23%N鋼は α' の急増する温度が0℃を境としており、N量が多いとより低温までオーステナイトが安定になっている。この結果を Fig. 6 と対比すると異常伸びを生じる温度で α' の生成量が20%前後であることは興味深く α' 生成量が著しく少なく数%の場合でも、60%以上でも伸びは小さくなる。

Fig. 10は0℃で引張った場合の伸びと α' 量との関係を示したものであるが、Fig. 6および9と対比すると明らかのように異常伸びが起こる場合、伸び20%までは α' の生成はなく変形がすすむと急激に α' が生成し初める。すなわち変形の初期はオーステナイトのみ

Fig. 10. Relation between α' contents and tensile strain tested at 0°C .

で変形し途中からオーステナイトとマルテンサイトに変形が進行している。 -50°C で引張り変形する場合には伸びも 0°C に比べ15~25%小さくなるが、この場合は変形に伴う α' の生成が著しく変形挙動はむしろ α' のそれに近くなり伸びも減少する。また急激な α' の生成によって荷重-伸び曲線にクニックが現われる。7 Mn-5.5Ni-18Cr鋼でN量が0.15%および0.23%と異なるものすなわちオーステナイトの安定度が異なるものを -50°C で引張った場合の例をFig. 11にしめす。図から変形の初期はNの少ないものが流動応力は小さいが、伸び20%近くにクニックが現われ加工硬化指数が急増し、伸び40%近くになるとNの少ないものの方が流動応力がむしろ大きくなって全伸びはNの少ないものの方が小さく引張強さは逆に大きくなっている。

田村⁸⁾、Ludwigson⁹⁾の指摘にもあるように流動応力はオーステナイトおよびマルテンサイトのその合成の形で考えられること、異常伸びはオーステナイトの適度の不安定性に起因することのほかに実用ステンレス鋼ではとくにNの影響が著しいことに注目したい。

5・2 加工マルテンサイトの形態について

Photo. 2に 0°C および -50°C で引張った場合の破

Fig. 11. Effect of Nitrogen on the stress strain diagram testing at -50°C .

断部近傍の顕微鏡組織を示す。またPhoto. 3に60%室温で冷間圧延した1.5 Mn-8.5 Ni-0.1 N (SUS 27)および7 Mn-5.5 Ni-0.23 N鋼の透過電顕写真を示す。いずれも加工誘起マルテンサイトは沿ひ面に沿ってほぼ針状である。

Fe-28.7% Ni-0.26% C鋼のように積層欠陥エネルギーが著しく高い合金ではマルテンサイトの生成温度によってその形態が著しく異なることが知られているが、ステンレス鋼のように比較的積層欠陥エネルギーが小さいと加工誘起マルテンサイトも冷却マルテンサイトも同じように針状であるといわれている⁸⁾。

また、オーステナイト系ステンレス鋼とくにSUS 27では加工によって生じた積層欠陥から ϵ' マルテンサイトが生じ ϵ' が核となって α' マルテンサイトが生成するといわれ、 γ (f. c. c) $\rightarrow$ ϵ' (h. c. p) $\rightarrow$ α'

Photo. 2. Microscopic structures of tensile specimens elongated at 0°C and -50°C (×600).

Photo. 3. Transmission electron micrograph of 60% cold rolled at room temperature (×48000).

(b, c, c) のように考えられている⁷⁾。しかし、-50°C で引張った破断試料の ϵ' マルテンサイトを定量した結果 7 Mn-5.5 Ni-0.15 N 鋼および 1.5 Mn-8.5 Ni-0.1 N (SUS27) には $\epsilon'_{10\bar{1}1}$ ピークがみとめられたが N の多い 7 Mn-5.5 Ni-0.23 N 鋼にはほとんどみとめられなかった。引張り温度で測定したのでは

なく -50°C で引張りを行ない ϵ' の定量は室温で行なったものであり室温で時効されたことによる α' の thermal formation は起こるのであろうか。いずれにしろオーステナイトの安定化に対して数パーセントの Ni 量の影響より 0.1% 程度の N 量の影響の方が大きい。

5・3 N と Ni の差異

Fig. 7 に示したごとく N は積層欠陥エネルギー

を大きくするが、N および Ni の⁸⁾ 機械的性質に対する影響を Fig. 12 に示す。

Fig. 12. Difference of effect of N between Ni on the tensile properties and austenite stability.

N は Ni と同様オーステナイトを安定にしマルテンサイトの生成を抑制する。したがってサブゼロ温度域に温度を下げた場合の引張強さの上昇度 ($\Delta\sigma_B$) は N および Ni 量が多いほど小さくなる。しかし、室温における引張強さに対しては N の場合はオーステナイトの安定化、積層欠陥エネルギーの低下などの効果により引張強さを小さくするが N は逆に固溶硬化の効果によって引張強さを大きくする。

6. 結 言

Mn の Ni 当量を 0.2 および 0.5 とし SUS27 の Ni を 4.0% まで Mn, N で置換しオーステナイトの安定性、機械的性質を調査した。

(1) 本実験の範囲では Mn が多いものの方がフェライト量は多い。

(2) N は積層欠陥エネルギーを大きくし加工硬化度を小さくする。

(3) サブゼロ温度での異常伸びは変形後のマルテンサイト量 (α') が 15~30% のときにみられた。

(4) N は Ni とは逆に室温の引張強さを上げるがサブゼロ温度域に温度を下げた場合の引張強さの上昇度および変形マルテンサイトの生成傾向は小さくする。

文 献

- (1) J. B. Nelson, D. P. Riley: Proc. Phys. Soc., 57 (1945), 160
- (2) R. Franks, W. O. Binder, J. Thompson: Trans. ASM., 47 (1955), 231
- (3) 例えば田村他: 日本金属学会誌, 33 (1969), 12, 1383
- (4) T. Angel: J. I. S. I., (1954) 5, 165
- (5) 例えば R. Fawley, M. A. Quarder, R. A. Dodd: Trans. Met. Soc. AIME., 242 (1968) 5, 771
- (6) D. G. Ludwigson, J. A. Berger: J. I. S. I., 207 (1969), 63
- (7) 例えば P. A. Mangonon, G. Thomas: Met. Trans. 1 (1970), 1577
- (8) G. P. Sanderson, D. T. Llewellyn: J. I. S. I., (1969), 1129