

技術報告

車両用低炭素ステンレス鋼の機械的性質と溶接性

田中 照夫*・大崎 慶治*・渡辺 治幾*・星野 和夫*

Mechanical Properties and Weldability of High Strength Stainless Steel Bearing 0.03% or Less Carbon for Railroad Vehicles

Teruo TANAKA, Keiji OSAKI, Haruki WATANABE, and Kazuo HOSHINO

Synopsis :

The effects of alloying elements, volume fraction of deformation-induced martensite and rolling reduction on the mechanical properties of Type 301 stainless steels bearing 0.03% or less carbon have been investigated, and product properties of this Type 301L are also shown.

1) Tensile strength strongly depended on the volume fraction of deformation-induced martensite and tensile strength decreased with increasing $Ni_{eq.}$, where $Ni_{eq.} = Ni(\%) + 0.35Si(\%) + 0.5Mn(\%) + 0.65Cr(\%) + 12.6(C+N)(\%)$. Steels having a constant $Ni_{eq.}$ showed higher tensile strength by increasing N.

2) Proof stress of as-annealed and 20%-rolled materials was little affected by $Ni_{eq.}$ and increased with increasing N content.

3) Elongation was little affected by N content, and it strongly depended on $Ni_{eq.}$. As N is one of the factors in $Ni_{eq.}$, N has an influence on elongation through $Ni_{eq.}$.

4) The mechanical properties of all the products, from LT to HT tempered ones, were confirmed to meet the typical specification for the railroad vehicles.

5) Mechanical properties of Type 301L welded joints were equal to those of Type 301M bearing 0.06% carbon.

6) In the case that metastable austenite stainless steels were cold-rolled, welding current required to form the nugget where diameter was 4 mm decreased, because specific resistance increased with increment of deformation-induced martensite by cold-rolling.

7) Resistance of Type 301L to intergranular stress corrosion cracking and intergranular corrosion was superior to that of Type 301M.

1. 結 言

鉄道車両は従来炭素鋼製車両が中心であり、一部にステンレス鋼製、アルミ製が使用されている。炭素鋼では塗装などの維持管理にかなりの労力と費用を要すること、車両自体の重量が大きいことなどの点が指摘されている。近年、国内外ともにすぐれた耐食性、高強度を有するステンレス鋼製車両が注目されはじめている。ところが、過去に使用されてきた車両用ステンレス鋼の一部では強度、加工性の面で問題がなくとも溶接部の粒界割れが問題となる場合があつた¹⁾。この粒界割れは粒界腐食現象と溶接残留応力との作用が相互に関連した粒界応力腐食割れとみなされ、材料の粒界腐食割れ感受性の低い材料が要求されている。このためC量を低減し、一方、高強度特性を具備させるために固溶強化作用を有するNを添加し、さらにオーステナイト安定度、圧延率を調整することで耐粒界腐食割れ性に優れた車両用高強度

ステンレス鋼として Type 301 L を開発するに至つた。

ここでは、C含有量が 0.03% 以下の準安定オーステナイト系ステンレス鋼である Type 301 について機械的性質に及ぼす成分 (N量、オーステナイト安定度)、加工誘起マルテンサイト量および圧延率の影響について報告するとともに、製品材に関する機械的性質、溶接性、耐食性などの確性試験結果について報告する。

2. 品質設計に関する検討

鉄道車両には各種の調質材が使用され、要求される機械的性質は調質により異なる。機械的性質のうち引張特性に関する規格の一例を Table 1† に示す。これらの特性を満足させるためには SUS 301, SUS 201 などの準安定オーステナイト (以下 γ と記す) 系ステンレス鋼

† 国内においてステンレス車両部材に対する仕様は、現在検討中のものであり、いまだ確認されたものがないようなので、米国 BUDD Co. の了解のもとに BUDD Co. の仕様の一部を示す。

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 11 月 18 日受付 (Received Nov. 18, 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. Typical specification of tensile properties.

Temper	PS(kgf/mm ²)		TS(kgf/mm ²)		El(%) Min.
	Min.	Max.	Min.	Max.	
LT(Low tensile)-2D	21.1	—	52.7	—	50
LT(Low tensile)-2B	22.5	—	56.2	—	45
DLT(Deadlite stock)	35.2	49.2	70.3	—	40
ST(Special tensile)	42.5	—	77.5	—	35
MT(Medium tensile)	49.2	66.8	84.4	—	25
HT(High tensile)	70.3	87.9	94.9	—	20

* PS/TS≤0.8

Table 2. Chemical composition of steel used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Ni _{eq.} *
4-1	0.014	0.51	0.98	9.26	15.77	0.040	20.9
4-2	0.016	0.67	1.74	7.90	17.87	0.049	21.4
8-1	0.017	0.46	0.55	6.82	17.39	0.089	19.9
8-2	0.019	0.55	1.45	7.16	17.28	0.080	20.6
8-3	0.020	0.62	1.57	7.19	17.87	0.085	21.1
8-4	0.020	0.64	1.65	7.20	17.66	0.093	21.2
8-5	0.017	0.66	1.70	7.57	17.70	0.071	21.3
8-6	0.017	0.64	1.66	7.84	17.60	0.074	21.5
12-1	0.022	0.44	0.53	6.59	16.79	0.112	19.6
12-2	0.018	0.53	1.43	6.87	17.12	0.115	20.6
12-3	0.015	0.46	0.62	7.08	17.85	0.111	20.7
12-4	0.018	0.47	0.60	7.51	17.57	0.120	21.1
12-5	0.014	0.54	1.51	7.41	17.73	0.112	21.5
12-6	0.019	0.55	1.52	8.04	17.61	0.124	22.2
12-7	0.016	0.62	1.59	10.21	18.58	0.130	25.1
15-1	0.027	0.44	0.57	6.84	17.57	0.154	21.0
15-2	0.020	0.49	0.58	7.36	17.86	0.155	21.6
15-3	0.022	0.50	1.41	7.86	17.68	0.150	22.4
15-4	0.019	0.58	1.48	7.73	18.18	0.167	22.8
15-5	0.018	0.55	1.52	7.76	18.49	0.159	23.0
15-6	0.015	0.58	1.49	9.02	18.79	0.16	24.4
20-1	0.016	0.58	1.51	9.29	19.89	0.19	25.8
20-2	0.017	0.60	1.51	10.08	20.16	0.20	26.9

* Ni_{eq.} = Ni(%) + 0.35Si(%) + 0.5Mn(%) + 0.65Cr(%) + 12.6(C+N)(%)

を冷間加工し、 γ 相自体の加工硬化と加工誘起マルテンサイト (以下 α' と記す) 相による強度の上昇を図らねばならない。この場合、強度、延性などの機械的性質には圧延率、 α' 量、化学成分が相互に関連して影響を及ぼす。すなわち、化学成分は後述するように一次結合の形で加算された値の大小で冷間圧延後の α' 量を左右し、その他に C, N は γ 相、 α' 相の強度に影響を及ぼす。また、圧延率の大小は母相 (γ 相) の強度、延性を左右するほかに α' 量の多少にも影響を及ぼす。したがって、品質設計に関しては圧延率、 α' 量、化学成分などを十分に考慮する必要がある。

2.1 供試材および実験方法

供試材の化学組成を後述する γ 安定度の指標である Ni 当量 (Ni_{eq.}) とともに Table 2 に示す。供試材は 30 kg 高周波炉で溶製後、熱間鍛造、溶体化処理、研削加工、圧延、焼鈍後、材料温度を 70°C に保持した状態

で 0~40% の圧延を施し板厚 1.0 mm の薄板とした。焼鈍はすべての試料について 1070°C で均熱時間 60s にて実施した。最終の実験圧延に際し 70°C 保持という条件を採用したのは予備実験の結果、実生産ラインでの圧延率と α' 量の関係が実験室で 70°C 圧延した場合に類似していることを確認したためである。このことは実生産ラインでの圧延では変形熱のために材料温度が上昇することと関連している。引張試験は常温にて実施し、0.2% 耐力 (PS) までは 21.1 kgf/mm²/min の応力負荷速度とし、耐力以降破断までは 10 mm/min の引張速度とした。 α' 量は $\phi 5$ mm の円板試料を作成し試料振動磁力計²⁾にて測定した。

2.2 オーステナイト安定度に及ぼす成分の影響

圧延時に生成する加工誘起 α' 量は鋼の γ 安定度と密接に関連するため γ 安定度の指標を明確にしておく必要がある。その指標には EICHELMAN³⁾, ANGEL⁴⁾, GLADMAN⁵⁾, 野原⁶⁾, FLOREEN⁷⁾ により多くの指標が報告されているが、平山ら⁸⁾の提示した Ni 当量を一部修正した Ni 当量, Ni_{eq.} = Ni(%) + 0.35Si(%) + 0.5Mn(%) + 0.65Cr(%) + 12.6(C+N)(%) を用いると任意の引張および圧延ひずみを与えたときの α' 量と Ni_{eq.} との間にはよい相関性が認められることがわかった。この Ni_{eq.} は平山らの式のうち Mn の係数を 1.02 から 0.5 に修正し、N を C と等価としたものである。70°C で圧延ひずみを与えた場合の Ni_{eq.} と α' 量の関係を Fig. 1 に示す。冷間加工を受けた場合の α' 量はほぼ Ni_{eq.} で整理できることがわかる。また、圧延率の増加に伴い α' 量は増大することがわかる。

2.3 引張特性に及ぼす Ni 当量、マルテンサイト量の影響

N を約 0.08% 含有した材料の引張特性に及ぼす

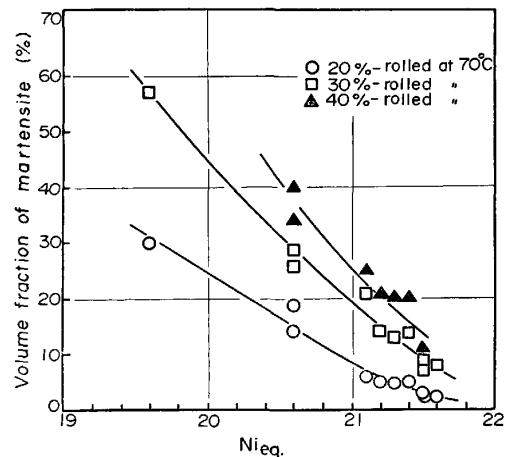


Fig. 1. Effect of austenite stability on the volume fraction of deformation-induced martensite.

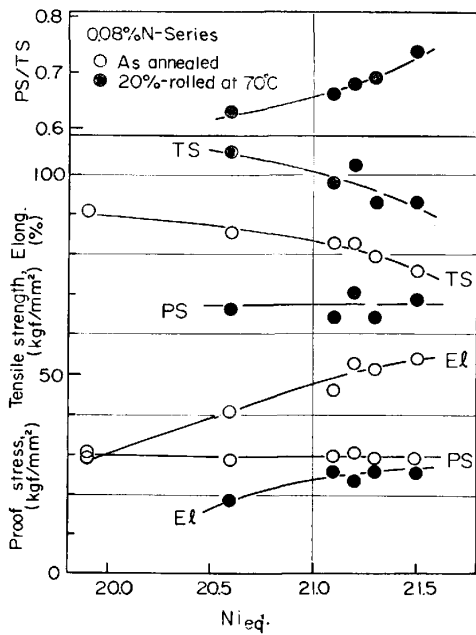


Fig. 2. Effect of austenite stability on the tensile properties for steels bearing 0.08% nitrogen.

$Ni_{eq.}$ の影響を Fig. 2 に示す。焼鈍材と同様に 20% 圧延材について示したのは HT 仕上げ材の圧延率が 20% 前後に相当するためである。引張強さ (TS) は焼鈍材、20% 圧延材ともに $Ni_{eq.}$ の増加に伴い、すなわち γ 安定度が高くなるにつれて低下する。伸び (El) は引張強さとは逆に $Ni_{eq.}$ が 21.5 までは $Ni_{eq.}$ の増加に伴い増大する。20% 圧延材の伸びは $Ni_{eq.}$ が 20.6 で 20% 以下と低くなる。焼鈍材の耐力は $Ni_{eq.}$ に影響されず N 量が同じであれば一定値を示す。20% 圧延材の場合耐力に及ぼす $Ni_{eq.}$ の影響は、 $Ni_{eq.}$ が 19.9 の材料について測定していないが、 $Ni_{eq.}$ が 20.6~21.5 の範囲では焼鈍材と同様にとくに認められなかつた。この理由として $Ni_{eq.}$ が 20.6 以上の材料では 70°C で 20% 圧延しても Fig. 1 よりわかるように α' 量が 20% 以下と少なく、とくに $Ni_{eq.}$ が 21 以上では α' 量は 10% 以下となり、 α' 量が少なかつたことが考えられる。

耐力比は圧延率の増加に伴い増大する。加工性の面から耐力比は Table 1 に付記したように 0.8 以下とされている。HT 相当材の 20% 圧延材で 0.8 以下の耐力比を得るには $Ni_{eq.}$ は約 21.8 以下とする必要がある。

20% 圧延材の引張強さと α' 量の関係を Fig. 3 に示す。Fig. 3 には α' 量を大きく変動させる意味で 70°C に加え一部 20, 50, 120°C でも圧延した材料の結果をも示す。同一の C, N を有する鋼の圧延材料の引張強さは圧延率が一定の場合 α' 量の増加に伴い増大することがわかる。このことは、同一の圧延率では $Ni_{eq.}$ の小

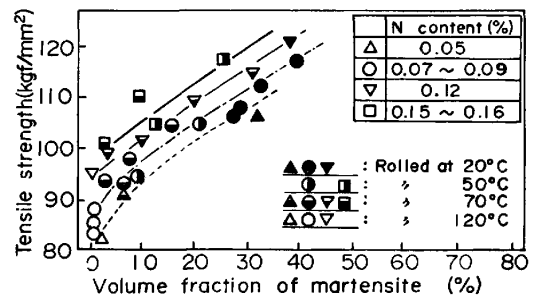


Fig. 3. Effect of volume fraction of martensite and N content on the tensile strength of 20%-rolled materials.

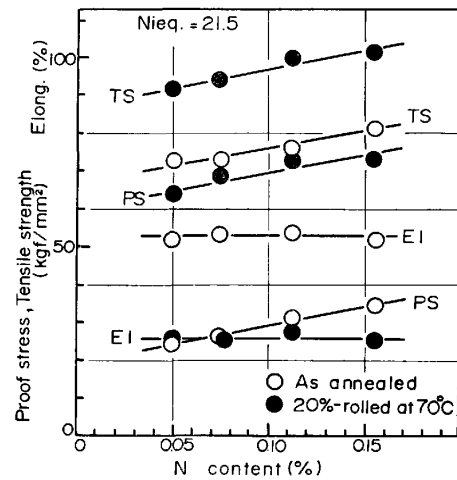


Fig. 4. Effect of N content on the tensile properties.

さい鋼ほどより多くの α' 量を生成することから考えると、 $Ni_{eq.}$ の小さい鋼ほど引張強さは高いとした Fig. 2 の結果に一致する。また、同一の α' 量の場合引張強さは N 量の増加に伴い増大することが Fig. 3 よりわかる。

2.4 引張特性に及ぼす N 量の影響

$Ni_{eq.}$ が約 21.5 の供試材の引張特性に及ぼす N 量の影響を Fig. 4 に示す。焼鈍材および 20% 圧延材ともに耐力、引張強さ、伸びに及ぼす N 量の影響はほぼ同様である。耐力および引張強さは N 量の増加に伴い増大し、それらの増加率はいずれも約 $1 \text{ kgf/mm}^2/0.01\%N$ である。引張強さに及ぼす N の寄与は Fig. 3 の結果に一致する。一方、伸びは $Ni_{eq.}$ が同じ場合 N 量の影響を受けない。したがって、伸びは Fig. 2 に示したとおり $Ni_{eq.}$ に依存し、N は $Ni_{eq.}$ に及ぼす 1 つの要因であることから $Ni_{eq.}$ をとおして伸びに影響することになる。N を 0.04~0.20% 含有するすべての鋼についての伸びと $Ni_{eq.}$ の関係を Fig. 5 に示す。焼鈍材の伸びは $Ni_{eq.}$ が 19.6 から 22 程度までは $Ni_{eq.}$ の増加に伴い一様に増大し、 $Ni_{eq.}$ が 22~24 ではほぼ 60% で一定

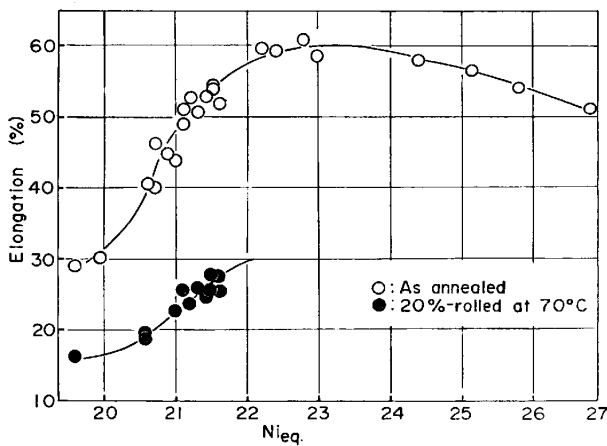


Fig. 5. Effect of austenite stability on the elongation.

となる。さらに Ni_{eq} が増大すると逆に伸びは低下する。伸びに及ぼす Ni_{eq} の影響は 20% 圧延材でもほぼ同様と考えられる。ところで、HT 材における伸びは一般に 20% 以上であることから、 Ni_{eq} は 20.8 以上にする必要がある。

3. 製品の品質特性

前項までの結果をもとに目標化学成分を決定し実生産ラインにて製造した。目標化学成分としては伸びの面から Ni_{eq} は 20.8 以上とし、耐力、引張強さなどの引張強度および耐力比の面から N は 0.08~0.12%， Ni_{eq} の上限は 21.8 とした。溶製は 40t 電気炉にて実施し、連続铸造後板厚 7mm の熱延板とした。熱延板を焼鈍・酸洗後、中間の冷間圧延、焼鈍・酸洗を施した後、最終の調質圧延を行い各種板厚 (1~3 mm) の調質材を製造した。各調質材の圧延率は LT, DLT, ST, MT, HT 材でそれぞれ 1.5, 6.0, 9.5, 16.0, 21.0% である。製品材の化学成分を Table 3 に示す。Table 3 には従来車両材として使用されてきた Middle C の Type 301 (以下 Type 301M と記す) の化学成分をあわせて示す。実ラインにて製造した製品特性を以下に示す。

3.1 機械的性質

板厚 2mm の製品材の引張特性と圧延率の関係を Fig. 6 に示す。各調質材の引張特性は Table 1 に示した規格を十分に満足し得る。Fig. 6 には規格を満足する Type 301L の各調質材の圧延率の許容範囲および Type 301M の冷延特性をも同時に示した。Type 301L

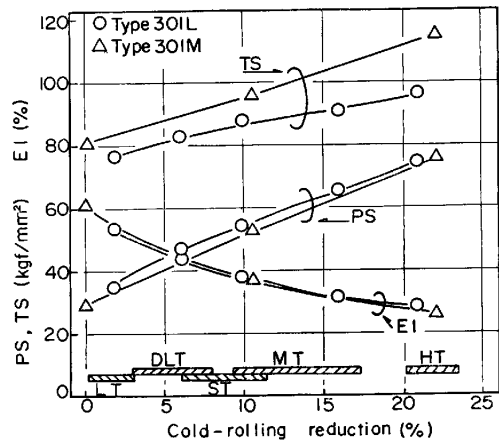


Fig. 6. Effect of cold-rolling reduction on the mechanical properties.

の引張強さは Type 301M のそれに比しいずれの圧延率でも若干低いが、Type 301L の各調質材ともに圧延率の許容範囲は大きく製造性の面で十分すぐれていることがわかる。なお、各調質材ともに引張特性以外に規制される曲げ性をも十分に満足している。LT, DLT, ST, MT 材では 180°-flat の密着曲げが可能であり、HT 材でも 180° 曲げで $1/2T$ [T : 板厚] まで曲げ可能である。

3.2 溶接継手特性

3.2.1 アーク溶接継手

Type 301L および Type 301M の TIG 溶接継手の引張強さ、耐力および標点間距離 50 mm における全伸びと圧延率の関係を Fig. 7 に示す。圧延による加工硬

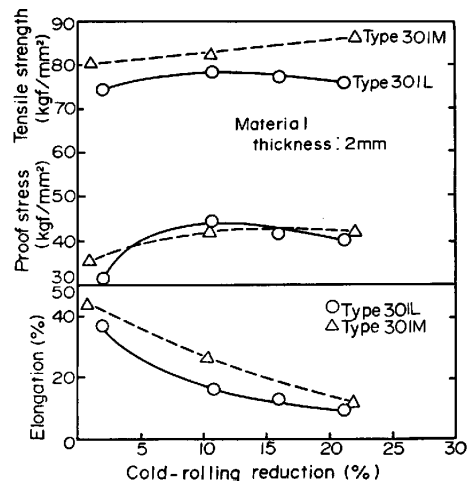


Fig. 7. Tensile test results of TIG no-filler welded joints. (without reinforcement)

Table 3. Chemical composition of Type 301L and Type 301M (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Ni_{eq}
Type 301L	0.013	0.57	1.49	0.028	0.007	7.40	17.53	0.094	21.1
Type 301M	0.058	0.51	1.14	0.025	0.005	7.10	17.44	0.07	20.8

Table 4. Tensile test results of MIG welded joints. (without reinforcement)

Steel (wire)	P S (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	El (%)	Fracture point
Type 301L-HT (Y 308L)	43.4	69.0	6.2	bead
Type 301M-HT (Y 308)	48.2	73.4	6.8	bead

Material thickness : 3mm

Table 5. Properties of resistance spot welded joints.

	Tension-shear load (kgf)	Peeling stress (kgf/mm ²)
Type 301L-HT	1270	111
Type 301M-HT	1250	92

Material thickness : 1 mm

化は溶接入熱により失われるため、溶接金属の引張強さ、耐力に及ぼす圧延率の影響は Type 301L, Type 301M とともに認められない。しかし、伸びは圧延率の増加に伴い低下する。これは、溶接金属の硬さが焼鈍状態の硬さと同程度となるため、圧延率の高いほど母材と溶接金属の硬度差が大きくなり変形が溶接金属に集中するためである。Type 301L と Type 301M の引張強さに若干鋼種間の差が認められるが、これは C, N 量および r 安定度の影響と考える。Type 301L には溶接心線 Y 308L を、Type 301M には溶接心線 Y 308 を用いた MIG 溶接継手の引張試験結果を Table 4 に示す。Type 301M では Type 301L より引張強さ、耐力が少し高い。これは Type 301M と Y 308 から成る溶接金属では Type 301L と Y 308L から成る溶接金属より C 量が多くなるためと考える。MIG 溶接では溶接金属中に溶接心線が約 60% 含まれるため、引張特性は溶接心線成分の影響を強く受ける。溶接心線 Y 308 と Y 308L では C 量が少し異なるものの r 安定度にはほとんど差がないため、MIG 溶接継手における Type 301L と Type 301M との間の引張強さの差は TIG 溶接継手の場合に比べて小さい。

3.2.2 抵抗スポット溶接継手

Type 301L-HT および Type 301M-HT の 2 枚重ね抵抗スポット溶接継手の引張剪断試験およびピーリング試験の結果を Table 5 に示す。試片作成に用いた溶接条件は加圧力 500 kgf, 溶接電流 7500 A, 通電時間 17 Hz, 電極は JIS C 9304 の C 形先端径 7 mm である。なお、ピーリング応力の算出は伊藤⁹⁾ による式を用いた。引張剪断試験では Type 301L, Type 301M とともにシェア破断しており両者の破断荷重には差がない。ピーリング試験では Type 301L, Type 301M とともにボタン状破壊を呈しており、ピーリング応力値は Type

Table 6. Welding current required to obtain the nuggets of which diameters are 4 mm.

Steel	Thickness (mm)	Cold-rolling reduction (%)	Current $I_{4.0}$ (A)
Type 301L-HT	1.01	20.5	5800
Type 301M-HT	1.01	25.5	5500
SUS 304	1.01	0.5	7060
304-HT	1.00	51.5	5100

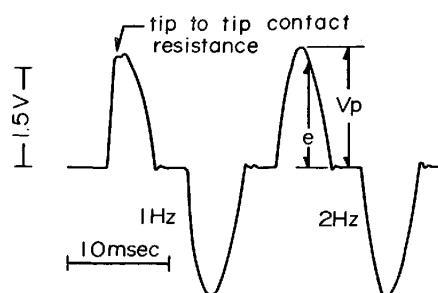


Fig. 8. Welding voltage in resistance spot welding. (Type 301L-HT 6100A)

301L では Type 301M より 19 kgf/mm² 高い。

3.3 抵抗スポット溶接の溶け込みに及ぼす圧延率の影響

圧延率の異なる準安定 γ 系ステンレス鋼を加圧力 400 kgf, 通電時間 7 Hz, 電極径 5 mm (この条件は以後の実験においても共通して用いた) で溶接した場合に AWS C1.1-66 における材料厚さ 1 mm のナゲット径基準である直径 4 mm を得るために必要な電流値 ($I_{4.0}$) を Table 6 に示す。Table 6 より、同一直径のナゲットを得るために必要な溶接電流値は電流値以外の条件が同じであれば圧延率の増加に伴い減少することがわかる。この現象に対しては圧延率の増加に伴って増加する引張強さと比抵抗の両者が影響する¹⁰⁾ ともいわれているが、引張強さが関係する板一板間の接触抵抗が通電初期に消失することを考慮すれば溶接電流に及ぼす引張強さの影響は少なく、比抵抗がより大きく影響すると推定される。ここでは圧延率の増加に伴う $I_{4.0}$ 低下の現象を抵抗溶接時の発生熱量の点から検討した結果について述べる。Table 6 に示した各試料について Fig. 8 に示す抵抗溶接時の電極間電圧を採取し、次式に基づいて単位面積のナゲット生成に要する熱量 (Q_A) を求めた。

$$Q_A = 0.24 \cdot I / A \int e / (V_p / I) dt \quad [\text{cal/cm}^2]$$

ここで、 A : ナゲット面積, e : 電圧, I : 瞬間電流計による溶接電流測定値, V_p : 各波形のピーク電圧である。各試料に対して用いた溶接電流値と Q_A の算出結果を Table 7 に示す。 Q_A は溶接電流値によらずほぼ一定となる。圧延率の高い材料 (HT 仕上げ材) では溶接電流値が小さいにもかかわらず、その Q_A が圧延率

Table 7. Calorific values and electric resistance in spot welding.

Steel	Welding current I (kA)	ρ ($\mu\Omega\text{-cm}$)	R ($\mu\Omega$)	Q_A (cal/cm ²)
SUS 304	6.90	68.1	256.5	523.2
Type 301L-HT	6.10	70.8	293.4	494.5
Type 301M-HT	5.50	75.7	323.6	503.6
304-HT	4.90	83.0	357.1	523.6

の低い材料の Q_A と等しくなる原因は圧延率の高い材料の電極間総抵抗値 (R) が大きいことによる。電極間総抵抗値は板一板間接触抵抗、電極一板間接触抵抗、比抵抗に基づく導体抵抗および拡がり抵抗の4つから成ると考えられる。これらのうち材料の引張強さが関与するのは板一板間接触抵抗と電極一板間接触抵抗であるが Fig. 8 に示したように板一板間接触抵抗は通電初期に消失しておりナゲット生成に寄与していないと考えられる。また、電極一板間接触抵抗値を求めたところ各材料ともに約 $100 \mu\Omega$ であり引張強さに依存していない。したがって、引張強さは電極間総抵抗には影響しないと考えられる。導体抵抗は $\rho \cdot 2t/A$ (ρ : 比抵抗, t : 板厚, A : 通電面積) で与えられるように比抵抗にしたがって増減する値であり、溶接通電時に板一板間端子から取り出した導体抵抗の測定例においても Type 301L-HT が $104 \mu\Omega$, SUS 304 が $80 \mu\Omega$ となり明らかに比抵抗の大きな Type 301L-HT のほうが大である。電極間総抵抗から導体抵抗と電極一板間抵抗を差し引いた値が拡がり抵抗と考えられる。この値は Type 301L-HT では $90 \mu\Omega$, SUS 304 では $78 \mu\Omega$ であり比抵抗の大きな Type 301L-HT のほうが SUS 304 より大きい。拡がり抵抗は接触面が小さい場合 MAXWELL の近似式 $\rho/2a$ ($2a$ は実接触面の直径) で与えられるが、本実験では実接触面の確定が困難であり MAXWELL の近似式をそのままの形で適用し得るか否かについては断定できない。しかし、先の Type 301L-HT および SUS 304 について得られた値と MAXWELL の近似式を考慮すれば拡がり抵抗も比抵抗に伴って増減する値と推定される。以上のことから、圧延率の増加に伴う比抵抗の増加が導体抵抗と拡がり抵抗を増加させることによつて溶接電流値の低下分を補い発生熱量を等しくしていると考えられる。圧延率の増加に伴う比抵抗増加の原因には、 α' 量の増加と格子欠陥の増加が考えられる。ところで、50% の圧延を施しても α' 相を生じなかつた安定 γ 系ステンレス鋼では、硬さ、引張強さの上昇から格子欠陥の増大が認められるにもかかわらず比抵抗はまったく増加しなかつた。したがって、比抵抗の増加は Fig. 9 に示すよ

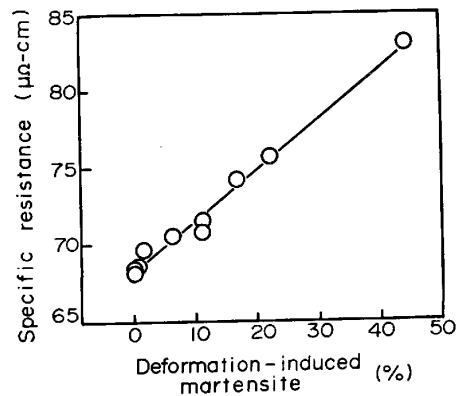


Fig. 9. Relationship between specific resistance and deformation-induced martensite.

Table 8. Results of intergranular stress corrosion test with plug welded specimen.

Steel	Test period			
	24 h	72 h	240 h	1000 h
Type 301L-HT(C=0.013%)	—	—	○	○
Type 301M-HT(C=0.058%)	—	○	●	—
Type 301H-HT(C=0.113%)	○	●	●	—

20% NaCl+1% Na₂Cr₂O₇, 40°C
○: No Crack ●: Crack

うに α' 量の増加にのみ依存していると考えられる。

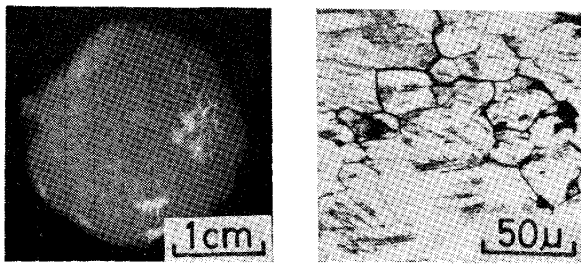
3.4 耐食性

3.4.1 粒界応力腐食割れ

粒界応力腐食割れ試験は栓溶接試片を 40°C の 20% NaCl+1%Na₂Cr₂O₇ 溶液に浸漬することにより行つた。供試材としては Type 301L, Type 301M のほかに粒界応力腐食割れに及ぼすC量の影響を調べるためにCが 0.113% の Type 301 (以下 Type 301H と記す) も用いた。栓溶接試片は 70 mm の2枚重ねの HT 材 (板厚; 各 3 mm) の上板に直径 30 mm の穴をあけ、4辺および穴部を被覆アーク溶接 (溶接棒 D 308L) することにより作成した。粒界応力腐食割れ試験結果を Table 8 に示す。Type 301L では 1000 h でも割れを発生せず、孔食のみであつた。C量が高くなるとともに短時間で割れを発生するようになり、Type 301H では 72 h で割れを発生した。Photo. 1 に Type 301H の X線透過写真および断面組織写真を示す。割れは溶接熱影響部に発生し粒界を伝播している。

3.4.2 粒界腐食

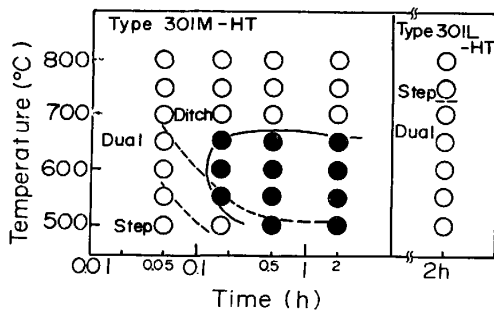
Type 301L, Type 301M の各 HT 材の硫酸—硫酸銅試験 (JIS G 0576) および 10% シュウ酸エッチ試験 (JIS G 0571) による温度—時間—鋭敏化曲線を Fig. 10 に示す。Type 301M では 550~650°C 各 10 min の熱処理で硫酸—硫酸銅試験により粒界腐食を生じた。この粒界腐食は 10% シュウ酸エッチ試験の Ditch あるい



X-ray radiograph

Cross section

Photo. 1. Cracks of plug welded specimen.
(Type 301 H-HT, 20%NaCl+1%Na₂Cr₂O₇ 40°C, 240h)



Copper sulfate-sulfuric acid test (JIS G0575)
○ : No Crack, ● : Crack
10% oxalic acid etch test (JIS G0571)
Step-Dual-Ditch

Fig. 10 Temperature-time-sensitization diagram of Type 301M-HT and Type 301L-HT.

は Dual の領域で生じている。一方、Type 301L では 500~800°C×各 2h の熱処理で Dual 組織がみられるが粒界腐食は生じていない。

以上より、Type 301L では溶接入熱が大きくても粒界応力腐食割れおよび粒界腐食に対する感受性は小さいといえる。

4. 結 言

C量が 0.03% 以下の Type 301 の機械的性質に及ぼす成分、加工誘起マルテンサイト (α') 量および圧延率の影響を調査するとともに、低炭素車両用材として開発した製品材 (Type 301L) の各種品質特性を調査した。

得られたおもな結果は以下のとおりである。

(1) 引張強さはオーステナイト安定度 [$Ni_{eq.} = Ni(\%) + 0.35Si(\%) + 0.5Mn(\%) + 0.65Cr(\%) + 12.6(C+N)(\%)$] の増加に伴い低下する。同一の $Ni_{eq.}$ であればN量の高いほど引張強さは高く、N: 0.01% 増加すると引張強さは約 1 kgf/mm² 増大する。

(2) 焼鈍材および 20% 圧延材の 0.2% 耐力は $Ni_{eq.}$ にほとんど影響されず、耐力は N の増加に伴い増大する。

(3) 伸びはN量にほとんど影響されず、 $Ni_{eq.}$ に依存する。Nは $Ni_{eq.}$ に及ぼす 1つの要因であることから $Ni_{eq.}$ をとって伸びに影響する。

(4) 製品の機械的性質は各調質材ともに車両材の規格を十分に満足している。

(5) Type 301L の溶接部の機械的性質は Type 301M (C: 約 0.06%) のそれとほぼ等しい。

(6) 比電気抵抗は α' 量の増加に伴い増大するので、同じナゲット径を得るのに要する溶接電流は圧延率の増加に伴い減少する。

(7) Type 301L の耐粒界応力腐食割れ性および耐粒界腐食性は Type 301M に比し非常に優れている。

文 献

- 1) 伊藤邦秀: ステンレス鋼便覧 (長谷川正義監修) (1973), p. 1065 [日刊工業新聞社]
- 2) 星野和夫, 伊東建次郎, 小松歳弘: 日新製鋼技報, 29 (1973), p. 26
- 3) G.H. EICHELMAN, Jr. and F.C. HULL: Trans. ASM, 45 (1953), p. 77
- 4) T. ANGEL: JISI, 177 (1954), p. 165
- 5) T. GLADMAN, J. HAMMOND, and F.W. MARSH: Sheet Metal Ind., 51 (1974), p. 219
- 6) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 772
- 7) S. FLOREEN and J.R. MIHALISIN: ASTM Special publz 369 (1965), p. 17
- 8) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 507, p. 511
- 9) 伊藤邦秀: 東急車輛技報, 11 (1964), p. 8
- 10) 田中福輝, 野村伸吾, 小久保一郎: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1437