

論 文

UDC 669.14-462 : 621.774.21 : 620.1

自動車鋼管の加工性におよぼす素材帯鋼の製造条件の影響*

泉 総一**・貝田邦義***

竹田秀俊**・二沢喬一郎****

Effect of Manufacturing Condition of Hot Rolled Steel Sheet
on Formability of Steel Tube for AutomobileSoichi IZUMI, Kuniyoshi KAITA,
Hedetoshi TAKEDA, and Kyôichiro NISAWA

Synopsis:

The effect of manufacturing condition of hot rolled steel sheet on the formability of steel tube for automobile was studied.

The steel tubes used in this investigation were classified by the tube sizes; $75\phi \times 1.6$ mm and $45\phi \times 5.0$ mm (tensile strength range from 30 to 60 kg/mm²).

The main results obtained are as follows:

(1) An intermediate stage microstructure at the welded parts is found when carbon equivalent (C+1/7Si+1/4Mn) of steel is above 0.28%, and it is remarkable in the case of a higher tensile strength, thinner thickness tube.

(2) The 90° flattening value and flaring formability of steel tube deteriorate when tensile strength of the material increases.

In the flare forming test of thicker tubes, when the tensile strength of the material increases above 50 kg/mm², the position of crack transfers from the non welded part to the welded part, and the formability decreases remarkably.

Expanding formability is more intensely affected by the non-metallic inclusions and the banded structure than by the tensile strength of the material.

(3) The formability of steel tube is closely related to $[C_{eq}(\%) + 5(S\% + 1/2P\%)]$ of the material, regarding the expand forming, however, it is necessary to estimate the coefficient of S% and P% to be higher than in this formula.

(Received March 8, 1974)

1. はじめに

今日、電縫鋼管は溶接技術の向上、非破壊検査の実用化などにもとない、数多くの自動車部品に使用されてきているが、部品によつて管寸法（肉厚、外径）、強度および管の加工方法が異なるうえ、要求される品質特性も多岐にわたっている¹⁾。

代表的なものとして

(1) プロペラシャフト用鋼管

自動車の推進軸に用いられるもので、高速回転体としての用途から、正確な寸法精度、振り剛性および加工性

など要求される品質水準は非常に高い。STKM13B（引張り強さ ≥ 45 kg/mm²）が主流をなしているが、60 kg/mm²クラスの高抗張力プロペラシャフトの開発要求が強くなつてきている。

(2) リヤークスルケーシング用鋼管
後車軸に動力を伝える駆動軸をおおい、シャーシばね

* 昭和48年10月本会講演大会にて発表
昭和49年3月8日受付

** 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所

*** 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所(現新日本製鉄(株)相模原技術センター)

**** 新日本製鉄(株)製品技術研究所

を通じて車体重量を支えるもので、STKM 12 B (引張り強さ $\geq 40 \text{ kg/mm}^2$), 13 B (引張り強さ $\geq 45 \text{ kg/mm}^2$) および 15 A (引張り強さ $\geq 48 \text{ kg/mm}^2$) などの管が多く使用されている。多くの場合、デフケースとの接合部は $1.10 \sim 1.15D$ (D : 管外径) 程度の管端拡管加工がなされるが、加工後、溶接ビード切削部分にヘヤクラック状の割れが発生することが多い。

(3) タイロット用鋼管

かじ取り装置の一部で、 t/D (肉厚/外径) が 10% 以上の厚肉小径管で、STKM 13 B, 15 A が多く用いられる。強度が高く、 t/D が大きいので加工割れが生じやすいなどがある。

従来、自動車用鋼管は、自動車部品の素材であるという観念であつたが、使用される個所が多岐にわたり、要求水準が高度化するにつれて、現在では 1 部品としての観念に移行しつつあり、素材から造管まで一貫した品質管理体制が必要とされる。

これまで、自動車用鋼管の製造技術に関しては個々の事例をもとに改善、研究が積み重ねられて、現在に至っているが、製造条件の体系的な整理に関しては十分とは言いがたい。

本報告は現状の自動車用鋼管の中より 2 管種 ($t/D = 2.1\%$ および 11.1%) を選び、素材帯鋼の引張り強さ $30 \sim 60 \text{ kg/mm}^2$ の強度範囲について、鋼管の加工性におよぼす素材帯鋼の製造条件の影響を検討した結果である。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

本実験に用いた供試材の明細を Table 1 に示す。供

試材は引張り強さ (T. S.) が $36 \sim 60 \text{ kg/mm}^2$ の熱間圧延鋼板で、鋼種はそれぞれの張度に対応させて、リムド、Al セミキルド、Al キルド、Al-Si キルドの 4 鋼種を選び、かつ、各強度水準について脱硫処理したものを加えた。

これらの熱延鋼板を高周波誘導溶接機を用い、通常の作業条件で製管した。管寸法は t/D (t : 肉厚, D : 鋼管の外径) の影響を考慮し、その代表的なものとして、トレーリングアーム用鋼管、 $45\phi \times 5.0 \text{ mm}$ ($t/D = 11.1\%$) およびプロペラシャフト用鋼管、 $75\phi \times 1.6 \text{ mm}$ ($t/D = 2.1\%$) の 2 水準を選んだ。

なお、使用した鋼管はいずれも成形-溶接-内外面ビード切削-ストレーナーの工程を経た状態のものについて論じ、歪み取り焼鈍や焼準などの熱処理の影響については次回で述べることにする。

2.2 実験方法

2.2.1 溶接部の観察

(1) 顕微鏡観察

組織は 5% ナイタル腐食液で、メタルフローは 10% ライポン F + 90% ピクリン酸腐食液で顕出し、圧延方向と直角方向 (C 方向) 断面を溶接部を中心として観察した。また、非金属介在物は溶接熱影響部以外の位置の圧延方向 (L 方向) 断面を測定した。

(2) 硬度

溶接部を中心として非熱影響部の硬度が得られるまで、 $0.3 \sim 0.5 \text{ mm}$ のピッチで、鋼管外表面から 0.5 mm の位置をマイクロビッカース (荷重 300 g) を用いて測定した。

2.2.2 鋼管の加工性試験

本実験では Fig. 1 に示すような鋼管の代表的な加工

Table 1. composition of specimens.

| Tube size (mm) | Tensile strength (kg/mm^2) | Type of deoxidization | Low S | C_{eq} (%) ($C+1/7Si+1/5Mn$) |
|---------------------|---------------------------------------|-----------------------|-------|-------------------------------------|
| $45\phi \times 5.0$ | 30 | Rimmed | — | 0.081 |
| | | Al-killed | ○ | 0.145 |
| | 45 | Al-semi killed | — | 0.310 |
| | | Al-Si-killed | ○ | 0.309 |
| | 50 | Al-Si-killed | — | 0.410 |
| | | 〃 | ○ | 0.465 |
| $75\phi \times 1.6$ | 30 | Rimmed | — | 0.132 |
| | 45 | Al-Si-killed | — | 0.348 |
| | 50 | Al-Si-killed | — | 0.406 |
| | | 〃 | ○ | 0.446 |
| | | 〃 | ○ | 0.423 |

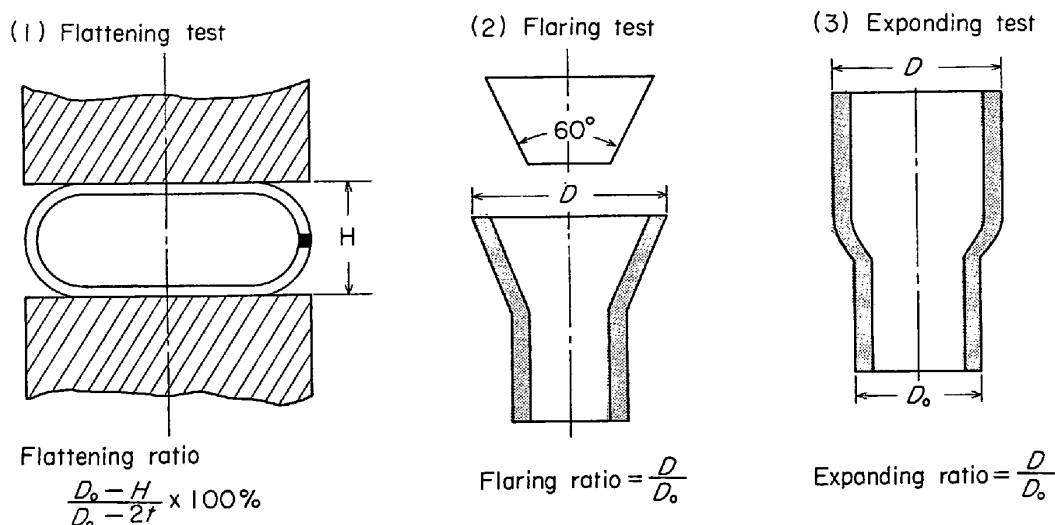


Fig. 1. Method of forming test.

性試験，または加工法として挙げられる 偏平，押し拡げ，拡管加工について実施した。

(1) 偏平試験

2枚の平板間に管をはさんで亀裂が発生するまで偏平させ，そのときの高さ H を測定し，偏平率を次式により求めた。

$$\text{偏平率} = \frac{D_0 - H}{D_0 - 2t} \times 100(\%)$$

ただし， D_0 ：鋼管の外径 (mm)

H ：鋼管の偏平高さ (mm)

t ：肉厚 (mm)

なお，本実験においては溶接部を圧縮方向と直角方向におく 90° 偏平のみを行なった

(2) 押し拡げ試験

先端角度 60° の円錐形のポンチを鋼管に圧入し，管端に亀裂が発生するまで押し込み，そのときの外径変化 (D) を測定し，変形前の外径 (D_0) で除した値 D/D_0 を押し拡げ試験値とした。

(3) 拡管試験

鋼管の一端に円筒状 (テーパなし) のポンチを圧入して，管端 30mm の部分を一様に拡大し，加工箇所での亀裂発生の有無を確認する。鋼管外周に亀裂が生じないで拡管可能な最大外径 (D) を加工前の外径 (D_0) で除した値，すなわち， D/D_0 を拡管率とした。

3. 実験結果および考察

3.1 自動車用鋼管の溶接部の性状

電縫鋼管の機械的性質および加工性は溶接強度に負うところが大きいと言われている。そこで，ここでは主と

して鋼管の溶接部の性状の検討結果について述べることにする。

3.1.1 溶接部の組織

溶接部の組織は溶接時の加熱温度，その後の冷却速度や素材帯鋼の C 当量に著しい影響を受けるが，とくに素材帯鋼の成分の影響が最も大きい。すなわち，Photo. 1 に掲げた代表的な鋼管の溶接熱影響部 (HAZ 部) の組織写真からも明らかのように，C 当量が約 0.13% 以下の低炭素鋼の HAZ 部の組織は母材部より粗大化したフェライト-パーライト組織を呈する。一方，C 当量が 0.28% (引張り強さが 45 kg/mm^2 クラス) を超えると，HAZ 部の組織は中間段階組織となり，C 当量が 0.35% 以上 (引張り強さ 55 kg/mm^2 クラス) になると，溶接部の急冷効果がさらに著しくなり，中間段階組織が圧倒的に多くなる。

なお，このような急冷組織の発生は等価 C 当量で比較した場合， t/D が小さい $75\phi \times 1.6 \text{ mm}$ 管 (薄肉管) において著しい傾向が認められており，この原因としては次の 2 点が考えられる。

(1) 製管ライン条件の影響

溶接機容量の制約によつて，厚肉管ほど製管ライン速度が遅く，溶接後の冷却開始温度が低温側に移行するので，溶接部の焼入れ効果が薄肉管と比較して少なくなる。

(2) 溶接部の冷却速度におよぼす質量効果

溶接後の冷却が同一条件で行なわれたとしても，鋼管の肉厚差によつて冷却速度が異なり，薄肉管ほど冷却速度が早くなり，急冷組織になりやすい。

溶接部の熱影響幅は板厚中心部においては管寸法の違いによる差は認められないが，高周波電流の表皮効果の

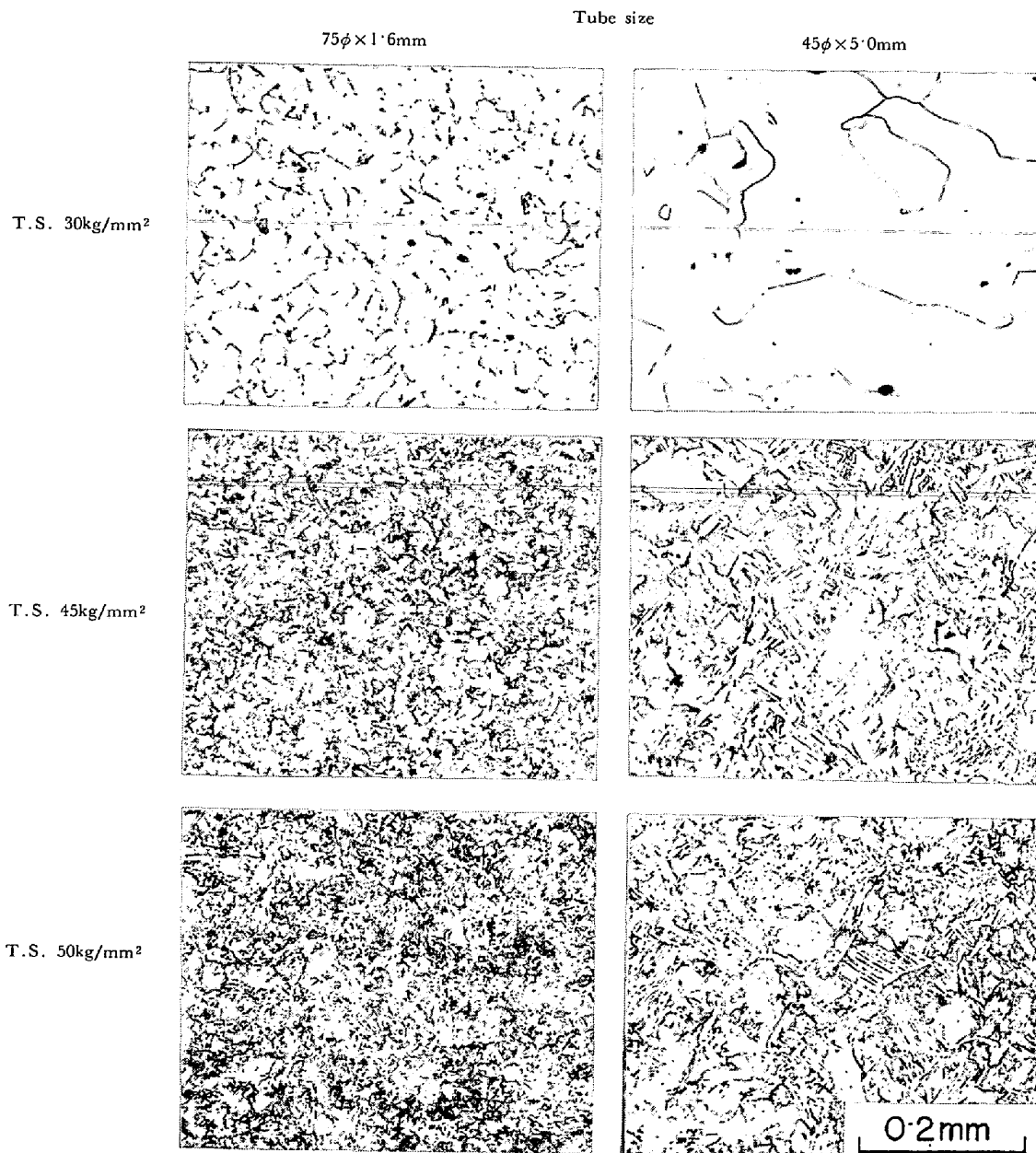


Photo. 1. Microstructures of heat affect zone of weld.

特質上²⁾, 鋼管外表面においては 75φ×1.6mm 管で 1.2~1.6mm, 45φ×5.0mm 管で 3.0~3.7mm と厚肉管が高い値を示す. この溶接部の熱影響幅の違いは, 後述するように溶接部の硬度分布パターンの違いの一因となっている.

3.1.2 溶接部のメタルフロー

溶接部のメタルフローの観察結果の 1 例を Photo. 2 に示す. 溶接部のメタルフロー状態は管寸法の変化にともなう製管の作業条件に影響され, t/D の大きい管種ほどメタルフローの立上り角度は大きく, 鋼管の品質に悪影響をおよぼす³⁾⁴⁾, 本実験においても Photo. 2 から明らかなように, 同様な傾向が認められ, 溶接部のメタル

フローの立上り角度におよぼす管寸法 (t/D) の影響は顕著である.

なお, Photo. 2 に示すように, メタルフローの立上り角度は管寸法が同じ場合, ほぼ一定の水準となっており, 素材の強度の影響はほとんど認められない. しかしながら, 本写真から明らかなように, C 当量が高い高強度材ほどバンド状の組織が顕著に現われる. 本実験で得られたライポン F + ピクリン酸腐食液で発生するバンド状組織は, マイクロアナライザーで解析した結果, Mn-S 系介在物をともなつた P の濃厚偏析で, ナイタル腐食で見られる フェライト-パーライトの層状組織とは対応しない. これらのバンド状組織は Photo. 3 に示す実験

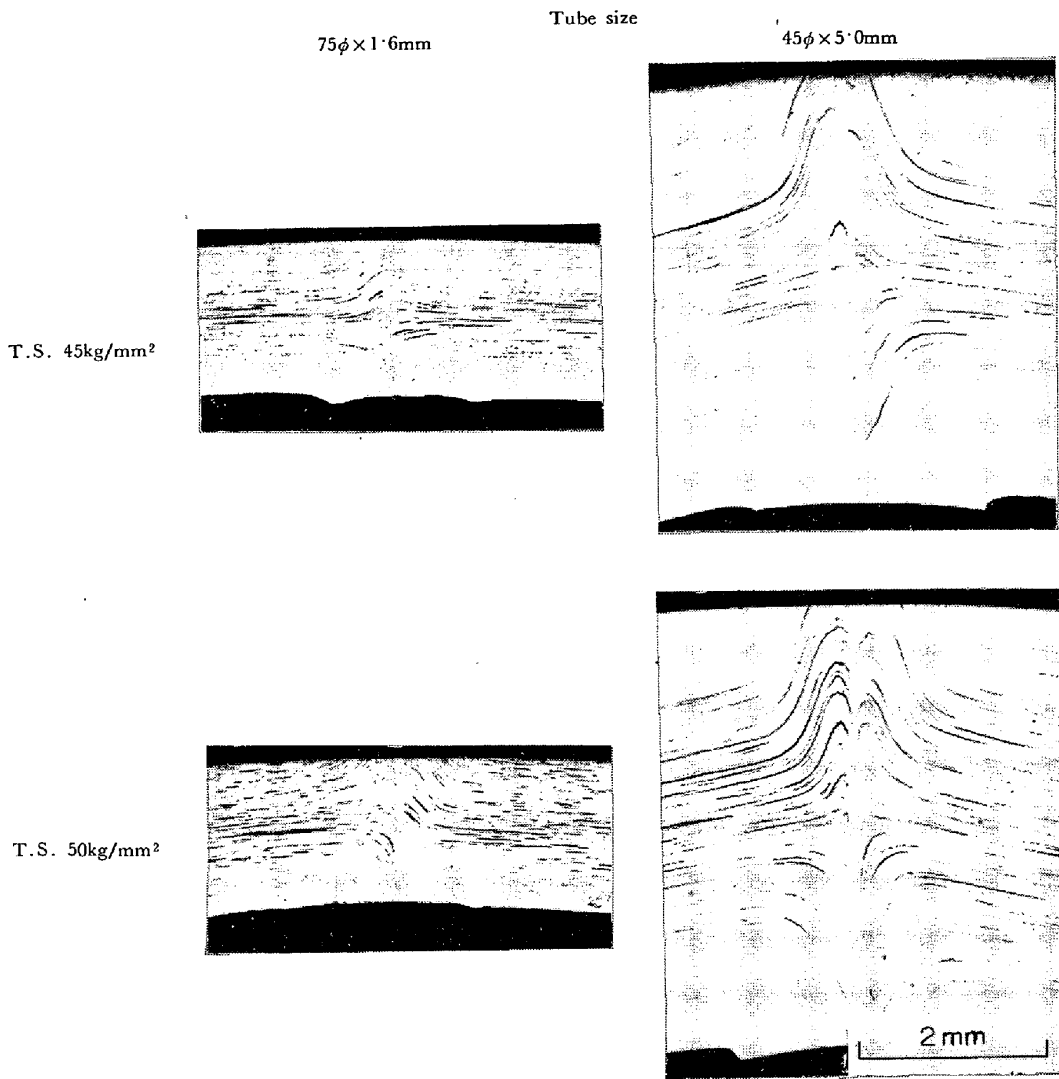


Photo. 2. Photograph of banded structure at welded part of specimens.

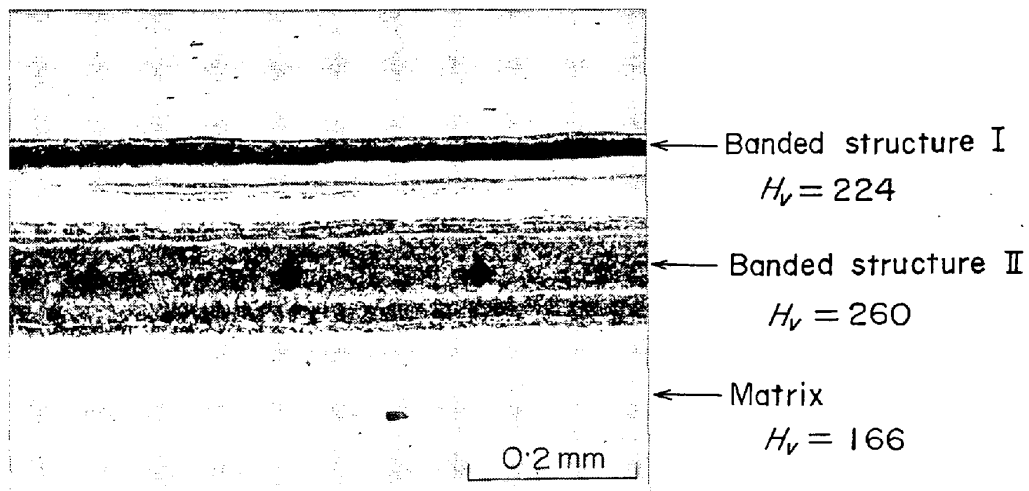


Photo. 3. Hardness of banded structure.
($C_{eq} = 0.32\%$, Capped steel)

例から明らかなように、正常なマトリックス部と比較して、硬度が高い ($H_V = 50 \sim 90$ ほど高い) うえに、Mn-S

や Mn-Si 系の非金属介在物が多く存在するので、後述するように、鋼管の加工における亀裂の発生源および伝

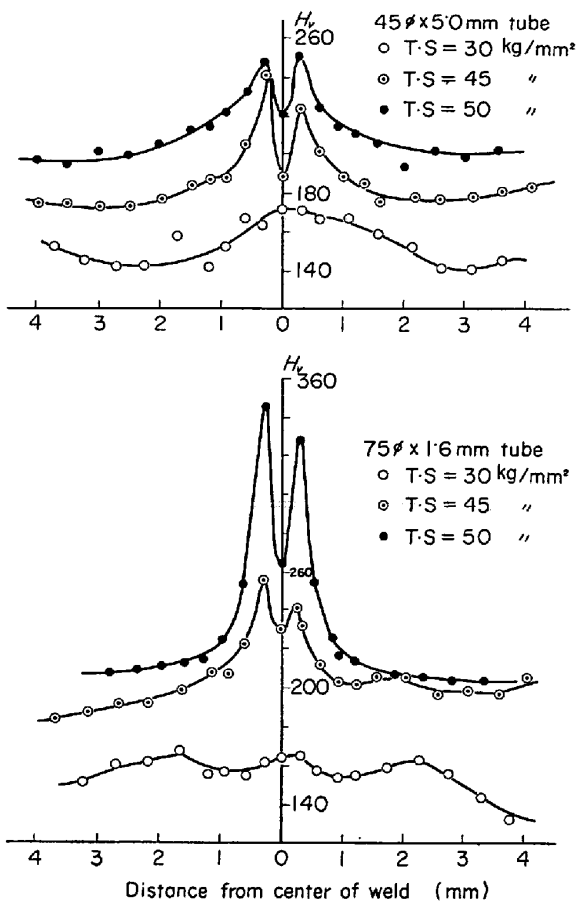


Fig. 2. Distribution of hardness at heat affecting zone (H.A.Z.) of weld.

播径路となる場合が多い。したがって、溶接部のメタルフローの立上り角度が厳しく、バンド状組織の発生が顕著な高強度厚肉管の加工において、とくに、バンド状組織の加工性におよぼす影響が著しくなるものと考えられる。

3.1.3 溶接部の硬度

Fig. 2 に溶接部を中心とした硬度分布を素材の強度水準別に整理して示す。また、Fig. 3 に溶接部の最高硬度 (H_{max}) と C 当量 ($C + 1/7 Si + 1/4 Mn$) %³⁾ の関係を示す。

溶接部の最高硬度は C 当量が 0.28% 以上 (引張り強さが 45 kg/mm² 以上) では溶接接合部より 100~500 μ 間に存在する。一方、低炭素系 (引張り強さ, 30 kg/mm² クラス) においては、溶接部に中間段階組織が存在せず、かつ、結晶粒が粗大化しているため、最高硬度の存在位置は明りように認められない。

溶接部の硬度は素材成分、製管時の加熱温度、冷却条件などに影響を受けると言われているが、本実験においては管寸法 (t/D) の違いによつても異なる挙動を示すことが明らかとなった。すなわち、C 当量が 0.3% 程度ま

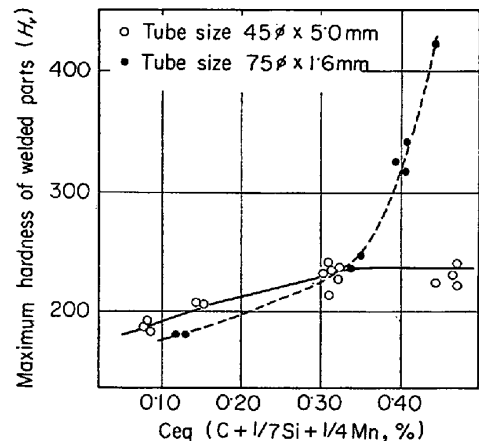


Fig. 3. Relation between maximum hardness of welded parts and carbon equivalent of specimens.

で両管種とも C 当量の増加と対応して溶接部の最高硬度は漸増 (0.1% C 当量あたり $H_v = 20$) し、管寸法の影響はほとんど認められない。しかし、C 当量が 0.4% を超えると薄肉管の硬度は急激に上昇し、C 当量 = 0.45% で $H_v = 420$ 水準に達する鋼管も存在する。一方、厚肉管の溶接部の硬度上昇は薄肉管におけるような急激な変化は認められず、低 C 系と全く同様な挙動を示すので、結果的に溶接部の硬度は C 当量が高い領域で寸管法の違いが明りように現われる。このような管寸法による溶接部の硬度の違いは、①溶接部の入熱総量の違い、②製管ライン速度の違いにより溶接部の冷却速度および冷却開始温度が異なり、薄肉管に比較して硬度上昇量が少なくなるためと考えられる。

次に、非熱影響部の硬度について述べる。非熱影響部の硬度におよぼす最も大きな要因としては、製管の際の加工硬化の影響が第 1 に挙げられる。すなわち、 t/D の大きい管種ほど円周方向に厳しい曲げ変形を受けることになり、鋼管の外表面側は引張り、内側は圧縮変形を受け、その歪み量に比例して硬度は上昇することになる。一方、溶接部の硬度に関しては、溶接箇所が一時的に最高温度で 1400~1600°C にも達しているので、製管の際の加工硬化の影響は含まれていないと考えてよい。したがって、溶接部を中心とした硬度分布は厚肉管の場合、溶接部の硬度上昇は少なく、加工硬化による非熱影響部の硬度上昇が大きいので、全体的に溶接部の硬度上昇は少ないことになる。一方、薄肉管においては厚肉管の場合と対称的に非熱影響部と溶接部の硬度差は大きくなる。

以上、述べた鋼管の溶接部および非熱影響部の硬度の挙動は、後述するように、鋼管の加工性に著しく影響を

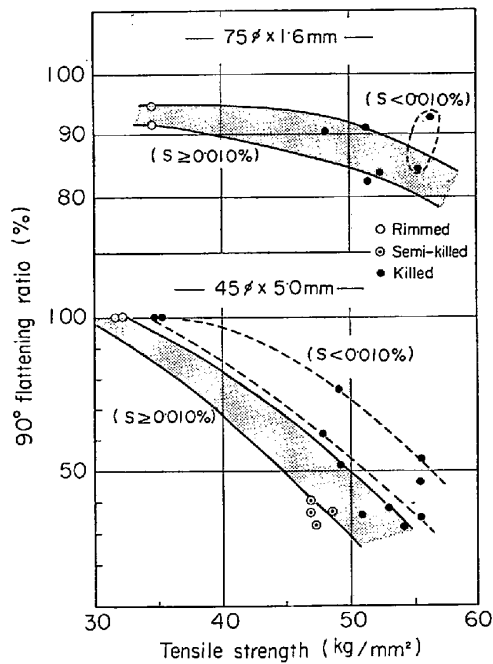


Fig. 4. Relation between 90° flattening ratio and tensile strength of hot rolled steel sheets.

およぼす重要な要因となる。

3.2 自動車用鋼管の加工性に影響をおよぼす要因

自動車用鋼管の代表的な加工性試験方法として知られている偏平、押し広げ、拡管加工における加工性と素材帯鋼の強度との関係について述べ、さらに、これらの加工性におよぼす化学成分の影響を検討した結果について、前述した溶接部の性状と関連づけて論ずることとする。

3.2.1 鋼管の加工性と強度の関係

(1) 偏平加工性

Fig. 4 に素材帯鋼の引張り強さと 90° 偏平試験結果との関係を示す。厚肉管の場合、図から明らかなように、素材帯鋼の引張り強さとの相関が認められる。すなわち、引張り強さ 30 kg/mm² クラスではリムド、キルド（脱硫処理）ともに密着偏平が可能であるのに対し、引張り強さが 45 kg/mm² を超えると偏平率は急激に劣化しはじめ、引張り強さ=55 kg/mm² クラスにおいては脱硫材でも偏平率は 50% 以下の値となる。脱硫処理の効果は素材の引張り強さとの関係で見ると、非常に明りように認められ、同一引張り強さの水準で比較して、脱硫処理材が 20% ほど高い水準を示す。

薄肉管においても、素材帯鋼の引張り強さとの関係では、厚肉管と同様な傾向が認められるが、厚肉管と比較し、かなり異なる。すなわち、薄肉管では引張り強さ 50 kg/mm² までは通常 S 材でも偏平率が 90% 前後と、ほぼ密着偏平は可能であつて、引張り強さが 50 kg/mm²

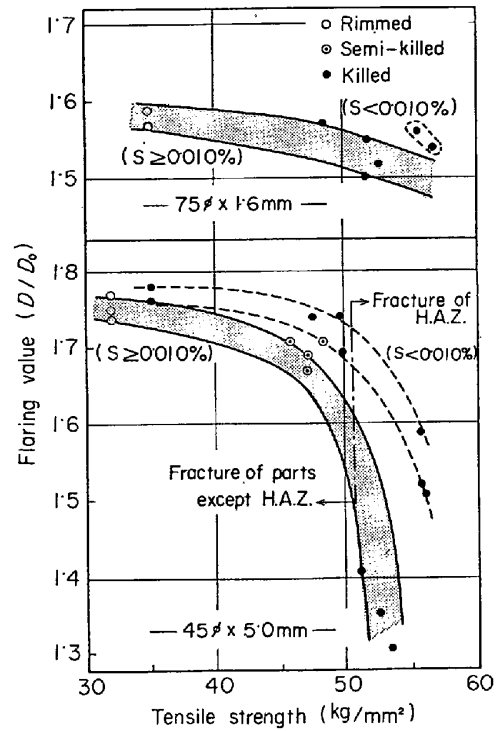


Fig. 5. Relation between flaring value and tensile strength of hot rolled steel sheet.

を超えると劣化程度が幾分顕著となる。

以上の結果から、一般的に 90° 偏平加工性におよぼす素材の強度の影響程度は薄肉管の場合には小さくなると言える。また、脱硫処理の効果も認められるが、その効果は厚肉管の方が著しい。このように、90° 偏平加工における素材強度および鋼中 S 量の影響度が管寸法によって異なる原因としては、溶接部外表面に要求される歪み量の違いが第一に挙げられる。この点に関しては、第 II 報の管寸法 (t/D) の影響のところでも詳述する予定である。

(2) 押し広げ加工性

押し広げ加工は変形を溶接部に集中させて、特定な位置の局所的な変形能を求める偏平加工と異なり、管周全体を変形させて管周全体の変形能を比較する試験方法と見なすことができ、得られた結果も偏平試験結果と異なる挙動を示す。

Fig. 5 に押し広げ試験値と素材帯鋼の引張り強さの関係を示す、本図において、とくに注目されるのは厚肉管の場合、押し広げ加工限界と判定された亀裂が非熱影響部（母材部）で生ずるか、溶接部で生ずるかによつて押し広げ加工性が大きく異なる点である。すなわち、素材帯鋼の引張り強さが 50 kg/mm² を超えると、亀裂はほとんど溶接部より発生し、非熱影響部で亀裂が生ずる引張り強さ 50 kg/mm² 以下の鋼管と比較して、押し広げ

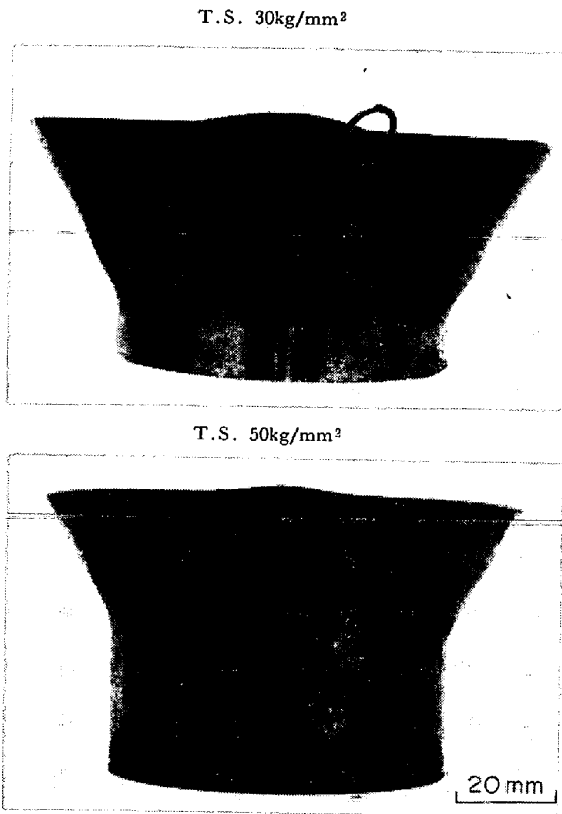


Photo. 4. Photograph of test piece after flaring test (75φ x 1.6 mm).

値 (D/D_0) は著しく劣化する。

Photo. 4に素材の強度水準の異なる鋼管の押し拡げ後の外観写真を示す。本写真からも明らかなように、押し拡げ加工に寄与する鋼管の外周全体の変形量は均一ではなく、溶接部の変形量が最も少ない。さらに、非熱影響部中にも変形の不均一が生じており、あたかも冷延鋼板のCGV試験における耳(earing)発生現象のように見られるが、鋼管の場合は素材帯鋼の面内異方性に基づくものではなく、溶接部と非熱影響部の強度および変形能のバランスに起因しているものと考えられる。したがって、押し拡げ加工性は母材部の変形能と溶接部の性状のバランスで決定され、母材部破断領域では母材部に数カ所のくびれ伸びを生じ、管周全体の変形中に占めるくびれ伸びの割合が大きくなり、押し拡げ試験値は高い値を示す。一方、引張り強さが 50 kg/mm^2 (C当量: 0.40%) を超えて溶接部破断が生ずる場合、非熱影響部の変形能力が残っている段階で、早期に溶接部に亀裂が生じ、押し拡げ試験値自体も著しく低下するものと考えられる。

鋼中S量の押し拡げ加工性におよぼす影響は、溶接部自体の変形能の改善効果に加えて、非熱影響部の変形能の向上という複合効果が考えられ、偏平加工における効果よりさらに顕著に認められる。

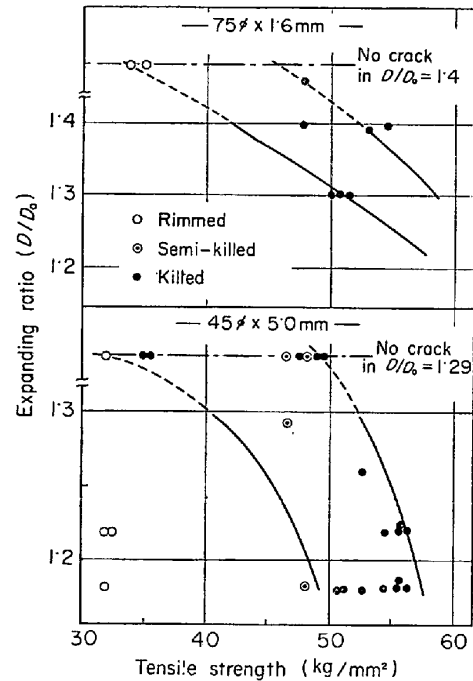


Fig. 6. Relation between expanding ratio and tensile strength of hot rolled steel sheets.

薄肉管の場合、溶接部のメタルフローの立上り角度の改善を中心として、溶接部の影響力が厚肉管の場合と比較し、相対的に小さくなる。したがって、厚肉管におけるような顕著な脱硫の効果は認められない。

(3) 拡管加工性

拡管加工は鋼管の内径より大きい寸法の円筒状のポンチを圧入して、亀裂の発生の有無を確認するという性格上、連続的に拡管試験を行なうということはできない。そこで、小径ポンチから大きい方へとステップを追って拡管率を上げて、亀裂が発生する時点での鋼管の最大直径を測定し、拡管率とした。

Fig. 6に拡管試験結果と素材帯鋼の引張り強さの関係を示す。図から明らかなように、偏平試験や押し拡げ試験で見られるような素材の強度との強い相間関係は拡管試験においては認められず、とくにこの傾向は厚肉管において著しい。拡管加工における鋼管の外周の変形状態は押し拡げ加工と異なり、全周にわたって均一に進展しており、押し拡げ試験において見られるようなearing現象は全く認められない。したがって、拡管加工そのものは非熱影響部と溶接部に同等の変形量を同時に要求していることになり、本質的に変形能の少ない溶接部にとっては非常に厳しい加工法であると言える。この点に関しては亀裂発生位置が押し拡げ試験と異なり、素材帯鋼の強度水準にかかわらず溶接部に集中している事実からも裏づけられる。

Fig. 6 に示す厚肉管の拡管試験結果から知られるように、軟質クラスに属するリムド鋼と Al セミキルド鋼の両鋼種の拡管率が 1.18 から 1.29 で亀裂なしの範囲で著しくバラツキており、偏平や押し上げ試験のように管寸法と引張り強さの水準より、その加工水準を概略推察することはできない。このような拡管率のバラツキは鋼中の O 量や S 量の水準が高く、非金属介在物量、または展伸性に富んだ介在物水準が比較的高い鋼種（本実験においてはリムドおよびセミキルド鋼）に多い傾向が認められる。

薄肉管の拡管試験結果の場合はおもに溶接部のメタルフロー立上り角度の低下ともなう溶接部の変形能の影響が比較的軽度になるため、他の加工法と同様に素材帯鋼の引張り強さとの相関関係が明りように認められる。厚肉管の結果と比較してみると、強度および非金属介在物がほとんど等しい水準にある引張り強さ 30 kg/mm² クラスのリムド鋼および Al-Si キルド鋼の両鋼種は最高拡管率 $D/D_0=1.4$ で全く異常が発生せず、管寸法の影響（この場合は t/D による溶接部の性状の違いと考えてよい）は他の加工法と比較して、非常に大きいと言える。

以上、自動車用鋼管の各加工性と素材帯鋼の引張り強さとの関係を中心に述べた。各加工性におよぼす素材の強度の影響は加工様式によつて異なり、押し上げ加工における亀裂発生位置の違いに起因する急激な加工限界の変化や、素材帯鋼の強度との関係における拡管加工性のバラツキの現象などについては十分に認識する必要がある。

3.2.2 鋼管の加工性におよぼす化学成分の影響

3.2.1 項で述べてきたように、各加工性は引張り強さと相関関係は認められるが、鋼中の S 水準の違いも明りように現われており、また、厚肉管においてはバラツキも大きく、加工性は一義的に素材帯鋼の強度レベルで決定されない。

Fig. 7 に厚肉管の各加工試験値と鋼中 S 量の関係の 1 例を示す。本図から、各加工性を素材帯鋼の強度の水準で層別すると、おのおのグループごとに鋼中 S 量との関係が明りように認められる。すなわち、概略的な表現の仕方をするとき、鋼管の加工性には、素材帯鋼の C, Si, Mn 量、熱間圧延温度条件、製管条件などに影響を受ける素材のマトリックスの強度とならんで、鋼中の非金属介在物およびバンド状組織に代表される内部欠陥の影響力が強いと言える。

このような考え方にもとづいて、本実験で得られた各加工性試験値と素材帯鋼の $[C \text{ 当量} + 5(S + 1/2P)]^* \%$

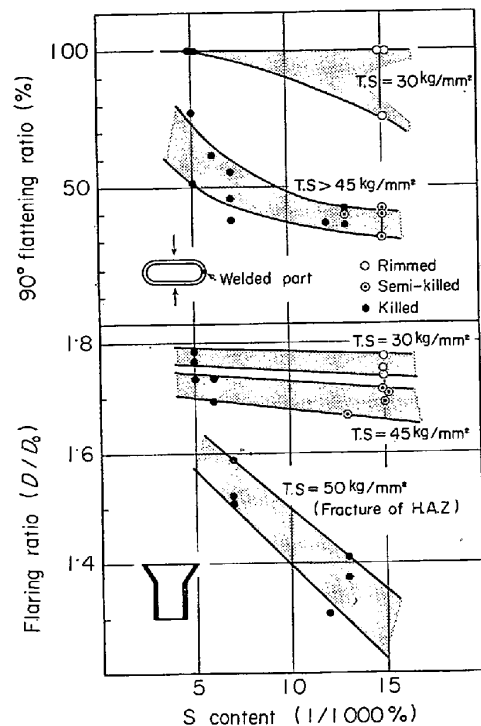


Fig. 7. Effect of S content on formability of steel tube (tube size 45φ × 5.0 mm).

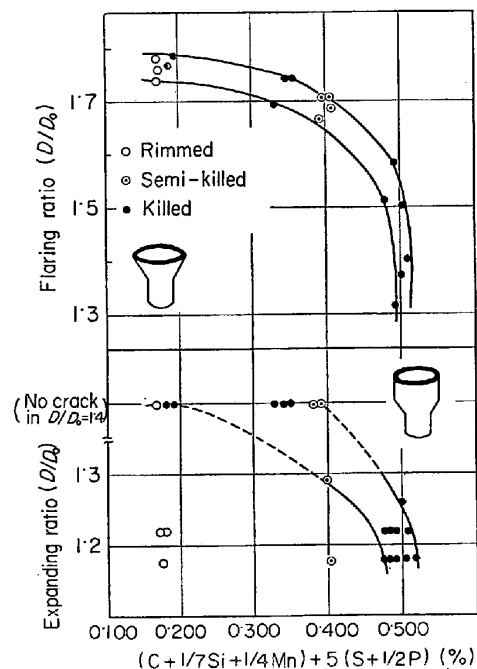


Fig. 8. Effect of chemical composition of steel sheet on formability of steel tube. (tube size 45φ × 5.0 mm)

との関係で整理して Fig. 8 に示す。前述した素材帯鋼の引張り強さや鋼中 S 量を単独の index とするより、

* C, Si, Mn に関しては、C 当量で用いた係数に固定して、P, S の係数の組み合わせを変えて、試行錯誤方式で、3 加工方法と共通して最も直線性が認められる P, S の係数を求める手法によつて本係数を導入した。

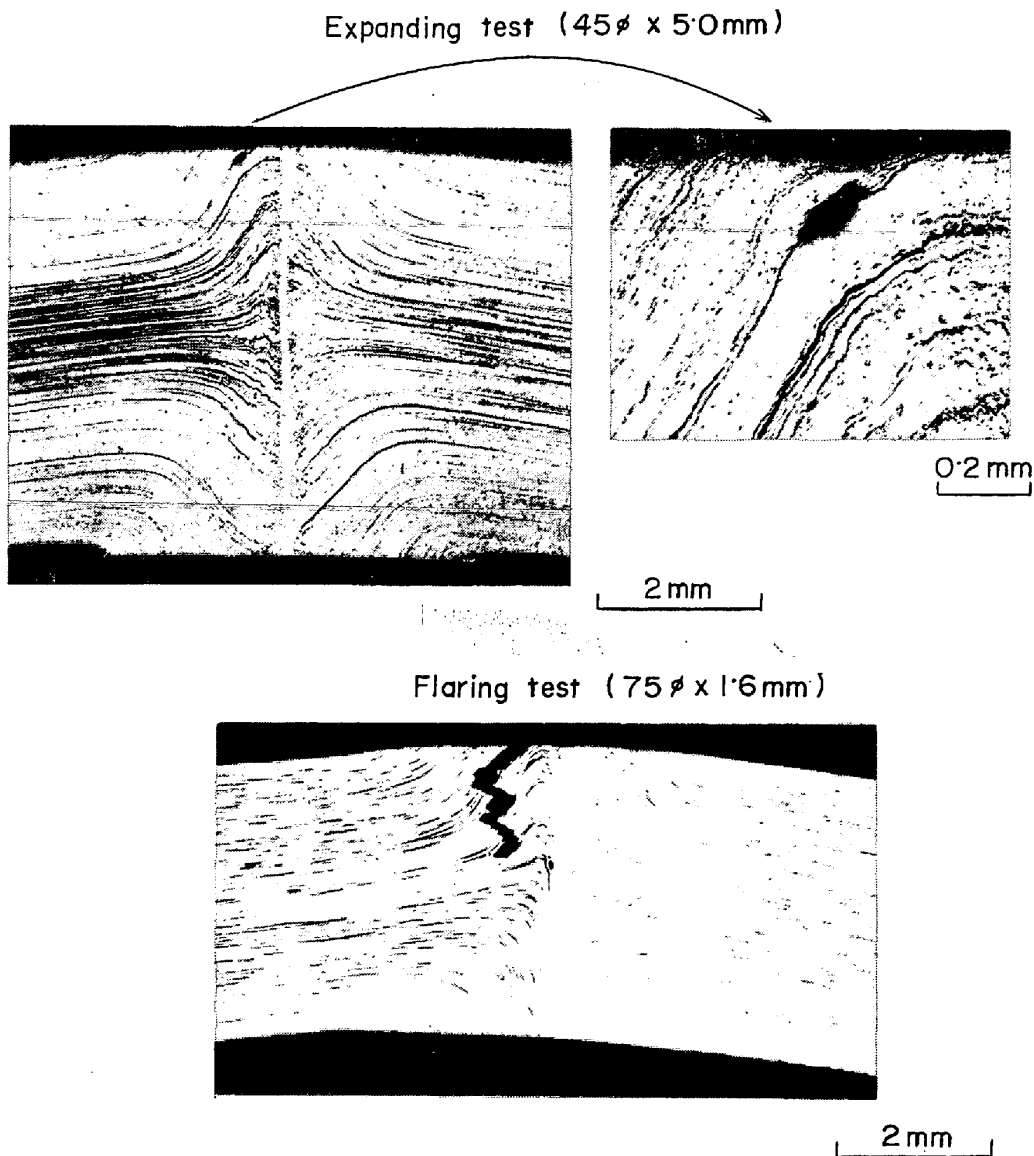


Photo. 5. Microstructure of crack at welded part after forming test.

各成分の影響力を考慮した本成分値を用いた場合、押し拡げおよび偏平試験値は強度およびS水準の異なる鋼管でも同じグループの中で〔C当量+5(S+1/2P)〕%と強い相関関係にあることは明らかである。

熱延中薄板の加工性を検討した筆者らの実験では鋼中のPは偏析しやすく、ライボンF+ピクリン酸腐食液で現出するバンド状組織生成の一因となり、加工性向上の立場から好ましくないことを明らかにしている⁵⁾。したがって、本実験で得られた鋼中のPの影響はバンド状組織という内部的な欠陥の生成を助長し、溶接部の変形能の劣化という点で、鋼中のSと同様に鋼管の加工性に悪影響をおよぼしているものと考えられる。

Fig. 7, 8の各実験では各加工性試験において一律に〔C当量+5(S+1/2P)〕%で論じているが、管寸法への影響程度の違いや、各加工における変形状態の違いなど

によつて、各成分の影響度を補正する係数が必要となると思われるが、概略的な加工性の水準を把握する手段として有効であると考えられる。

拡管率を〔C当量+5(S+1/2P)〕%で整理した場合、素材帯鋼の引張り強さが30 kg/mm²クラスのリムド鋼、45 kg/mm²クラスのAlセミキルド鋼の一部に見られるようにバラツキの著しい供試料が存在する。拡管加工におけるこのようなバラツキは圧延方向に長く伸びたA系介在物が多く存在する鋼種に発生しやすい傾向がある。拡管加工の場合は他の加工方法と異なり、溶接箇所が存在する非金属介在物およびバンド状組織の影響が著しく、鋼中のSおよびPに関しては5(S+1/2P)%以上に高く評価する必要があるものと考えられる。本実験においては加工方法における各成分の影響を平均的な共通の係数で表示しているため、加工様式によつて、と

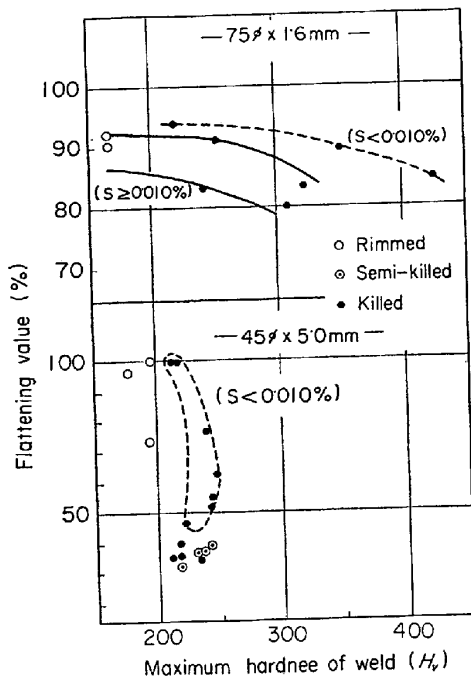


Fig. 9. Relation between 90° flattening value and maximum hardness of weld.

くに、P, S の影響に若干の違いが生ずるものと思われる。この点に関しては、次回における鋼管の変形状態の解析結果の項で述べる予定である。

参考までに、Photo. 5 に各加工性試験における破断部を中心とした顕微鏡観察結果を示す。溶接部破断の場合はいずれもメタルフローに沿って亀裂が進展しており、バンド状組織およびバンド組織中に存在する介在物の影響の大きさが推察される。

つぎに、溶接鋼管の加工性に強い影響をおよぼすと言われている溶接部の硬度と加工性の関係について述べる。Fig. 9 に溶接部の最高硬度と偏平試験結果との関係を示す。本図で注目されるのは薄肉管においては溶接部の最高硬度と加工性との間には負の相関関係が存在するが、厚肉管においては全く相関が認められない点である。溶接部の硬度の説明(3.1.3)のところで述べたように、厚肉管の場合、供試材のC当量の増加にともなう溶接部の最高硬度の上昇量は、薄肉管のそれと比較して、著しく小さくなる結果が得られている。したがって、加工性が問題となる厚肉管においては溶接部の硬度の上昇量より、溶接部のメタルフロー状態やそれともなうバンド状組織(高強度材ほどバンド状組織が顕著となる)、非金属介在物を最も強い要因として挙げるべきと考える。一方、溶接部のメタルフローの立上がり角度が小さい薄肉管では、溶接後の冷却効果により溶接部硬度上昇が高いため、最高硬度は加工性の面から無視しえない要因となり、溶接部の最高硬度が高い高強度材ほど偏平率

は劣化する。

ここで、鋼管の加工時における溶接部の変形挙動に関して、押し拡げ加工を例にとつて若干の考察を加える。押し拡げ加工はテーパ付ポンチで押し拡げを行なうという加工上の特徴によつて、主応力方向は円周方向に存在するが、その直角方向(軸方向)の圧縮変形も大きく、鋼管の加工としては比較的自由度の大きい加工法と言える。いま、まったく均一な鋼板中に強度的に非常に高い微小箇所が主応力方向と直角方向にバンド状態として存在する場合の加工について考えてみる。変形は初期の段階では軟質箇所集中し、硬質部の変形は拘束される。変形が進んで軟質箇所が加工硬化し、軟質箇所の強度を超えた段階ではじめて硬質部の変形が始まり、以後は軟質部と硬質部の加工硬化を含んだ強度の釣合いで変形は進行すると考えられる。このような現象は溶接部(硬質箇所)を含んだ溶接鋼管の押し拡げ加工にも適用される。すなわち、厚肉管の場合を例にとると、溶接部の冷却速度の影響で、高強度材はC当量が高いにもかかわらず溶接部の硬度上昇は比較的少なく、そのため、溶接部と母材部の硬度差は高強度材ほど少なくなる。したがって、とくに溶接部と母材部の硬度差が大きい軟質クラスでは変形の初期段階より母材部に変形が集中し、溶接部の変形は拘束されたまま母材部でくびれが生じて亀裂に至る。一方、高強度材では同じように変形は母材部より開始するが、早い段階で変形は変形能の乏しい溶接部にも伝播してゆき、溶接部で早期に亀裂が発生するので、押し拡げ値は著しく低い値を示すものと考えられる。

このような解釈に立つた場合、押し拡げ加工においては、偏平や拡管加工と異なり、溶接部の硬度は必ずしも鋼管の加工性に悪影響をおよぼす訳ではなく、母材部と溶接部の強度のバランスによつて、その加工限界は変化すると考えられる。

なお、拡管加工の場合は前にも述べたように、管周全体が円周方向に均一に変化するために上記の考え方を適用することはできず、溶接部の性状(硬度、非金属介在物、メタルフロー立上り角度など)そのものが加工限界を左右する。

4. 結 言

自動車部品を中心として要求品質特性が多岐にわたり、その品質水準も高度化されてきている自動車用鋼管について、素材帯鋼の強度水準、鋼管の管寸法を変えて素材の製造条件と鋼管の加工性について検討した。その結果は次のように要約される。

1) 溶接部の組織は素材帯鋼の引張り強さ 30 kg/mm² クラスで母材部より粗大化したフェライト-パーライト組織を呈する。引張り強さが 45 kg/mm² クラスになると、溶接部の冷却効果による中間段階組織が生ずるようになり、C当量の増加に対応して著しくなる。このような急冷組織は薄肉管において著しい。

2) 鋼管の加工性に大きな影響をおよぼすと言われている溶接部のメタルフロー立上り角度は厚肉管ほど高い水準にある。また、メタルフローの立上り角度は管寸法でほぼ一定となり、素材帯鋼の強度水準の影響は認められない。

3) 溶接部の最高硬度はC当量の増加とともに上昇する。管寸法による違いも顕著で、溶接部の入熱総量の違いによつて、溶接後の冷却速度が異なり、厚肉管ほど溶接部の硬度の上昇量は少ない。

4) 90° 偏平および押し拡げ加工性は素材帯鋼の強度の上昇とともに劣化するが、厚肉管の押し拡げ加工の場合、亀裂発生位置によつて加工性は大きく異なるという特異な挙動を示す。すなわち、素材帯鋼の引張り強さが 50 kg/mm² を超えると亀裂はほとんど溶接部から発生し、母材部で亀裂が生ずる引張り強さが 50 kg/mm² (C当量≒0.40%) 以下の鋼管と比較して著しく劣化する。薄肉管の場合、メタルフローの立上り角度の改善を中心として溶接部の影響力が厚肉管と比較し、相対的に小さくなるので、厚肉管におけるような特異な挙動は認められない。

5) 拡管加工性は素材帯鋼の引張り強さとの関係で整理しても他の加工法と比べ試験値のバラツキは大きい。とくに、厚肉管の場合、軟質クラスに属するリムド鋼や Al-セミキルド鋼の拡管率は著しくバラツキやすい。このような拡管加工性のバラツキは非金属介在物量、または展伸性に富んだ介在物水準が比較的高い管種に多く、

拡管加工性は溶接部のメタルフローや内部欠陥などの影響を強く受けるものと推察される。

6) 鋼管の各加工性は素材帯鋼のマトリックスの強度と密接な関係にある C, Si, Mn 量と鋼中の介在物およびバンド状組織に影響をおよぼす S, P の影響を強く受け、 $[C_{0.04}(C+1/7 Si+1/4 Mn)+5(S+1/2 P)]\%$ との相関が強い。しかしながら管寸法の影響度や各加工における変形状態の違いなどによつて、各成分の影響を適切に評価する係数が存在するものと考えられる。とくに、拡管加工の場合、S および P に関しては本係数以上に高く評価する必要があると思われる。

7) 加工性におよぼす溶接部の硬度の影響は管寸法によつて異なる。すなわち、厚肉管の場合、溶接部の硬度の変動が少ないため、加工性と明りような関係は認められず、溶接部のメタルフロー状態やそれにともなうバンド状組織、非金属介在物の影響が強く現われる。とくに、押し拡げ加工性においては溶接部の硬度は必ずしも加工性に悪影響をおよぼさず、母材部と溶接部の強度のバランスによつてその加工限界は変化すると考えられる。一方、薄肉管の場合、溶接後の急冷効果により、溶接部硬度が高くなるため、最高硬度は加工性(偏平、拡管加工)の面から無視しえない要因となる。

文 献

- 1) 清水, 江崎, 岩崎: 製鉄研究, 277 (1937), p. 156
- 2) 橋本, 田沼: 金属材料技術研究所報告, 10 (1967) p. 130
- 3) 原田: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 641
- 4) 副島: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1386
- 5) 泉, 貝田: S49 年度日本金属学会, 日本鉄鋼協会両北海道支部合同春期講演大会前刷集, (1973), p. 2