

加工強化型980MPa級薄鋼板の電縫鋼管への適用

松元 孝・近藤 敏洋・児玉 真一・藤原 進

日新製鋼株式会社
日新製鋼技報 No. 84 別冊
平成15年12月

技術資料

加工強化型980MPa級薄鋼板の電縫鋼管への適用

松 元 孝* 近 藤 敏 洋** 児 玉 真 一** 藤 原 進***

Application of Reinforced High Strength Steel Sheet for
Welding Tubes with Tensile Strength of 980 MPa

Takashi Matsumoto, Toshihiro Kondo, Shinichi Kodama, Susumu Fujiwara

Synopsis:

High strength steels (or HSSs) such as precipitation-hardened steels and grain-refined hardened steels have become known in recent years as an effective means for lightening weight and boosting structural strength. Applications for these materials are endless and include automotive chassis and panels and promise to be one answer to global environmental problems such as carbon dioxide emissions.

This paper describes a laboratory investigation into applying reinforced HSSs for welding tubes having a tensile strength of 980 MPa. Making use of HSSs seems to be an efficient answer since it can be easily processed, has the required strength and is economical to use compared to other structural strengthening technology.

The various properties appearing in the manufactured product such as mechanical characteristics, microstructures in the heat-affected zone in the welded section, and age-hardening characteristics are also described here.

1. 緒 言

自動車をはじめ、機械構造部品の軽量化および部材強度・耐久強度の向上の観点から、要求特性に応じてさまざまな高強度薄鋼板が開発されている。

例えば、Si, Mn, Pなどを添加してフェライト地を強化した固溶強化型鋼板¹⁾、プレス成形時には軟質であるが、プレス成形で鋼板中に導入される転位を、適量残存させた固溶Cにて塗装焼付け時に固着して主に降伏強さ(以下、YSと略記)を上昇させる焼付け硬化型鋼板²⁾、ならびに冷間圧延や調質圧延により導入される転位をそのまま素材強化に活用する加工(転位)強化型鋼板である。

さらに、極低炭素IF鋼に1%を超えるCuを添加し、500~700℃で数分間熱処理して200MPa前後の強度上昇を図る熱処理強化型鋼板³⁾、DP鋼⁴⁾やTRIP鋼⁵⁾に代表される、軟質なフェライトや残留オーステナイトと硬質なマルテンサイトやベイナイトのうち2種以上の

複合ミクロ組織で構成される変態組織強化型鋼板、HSLA鋼⁶⁾に代表されるように、C-(Si)-Mn系の単純系鋼にNbやTiなどの炭窒化物形成元素を微量添加した析出強化型鋼板、および、最近数 μm オーダーという、工業的に量産可能限界と言われる領域まで達成されつつある微細粒組織強化型鋼板⁷⁾である。

これらは、既に、一部を除き、量産化のための製造技術は確立している。また、各々の一長一短ある特性を活かしつつ、プレス成形性重視の自動車用途を含め多種多様な用途で実用化されている。

ところで、管材を素材としたさまざまな形状の薄肉中空製品は、剛性が高いこと、および板材や棒鋼の軽量化が可能であるという特徴から、流体の配管、熱伝導用管ならびに、自動車や自転車部品などの構造用管⁸⁾として広く使用されている。これらの薄肉中空製品においても、最近、地球環境問題への対応の観点からさらなる軽量化が要望され、素材には780MPa級以上の高強度材が要求され始めている。

しかし、上述の固溶強化型鋼板、焼付け硬化型鋼板、

*技術研究所 鋼材研究部 鋼材第一研究チーム チームリーダー

技術研究所 鋼材研究部 鋼材第一研究チーム *技術研究所 研究企画チーム 主任部員

熱処理強化型鋼板、析出強化型鋼板および微細粒組織強化型鋼板の場合、現時点で工業的に達成し得る強度レベルは高々590MPa級である。また、変態組織強化型鋼板の場合、管材の二次加工を想定した場合に必要な加工性を具備しつつ、比較的容易に780MPa超えの強度レベルまで達成可能と思われるが、析出強化型鋼板との組合せを考えても、製造上の制約も多く、現時点では、安価に製造し得るものではない。

そこで、経済性を重視して780MPa級以上の高強度化要求への対応を目的に、素材には冷間圧延を施したままの加工強化型薄鋼板、また、薄肉中空製品としては電縫鋼管に着目した。

本稿では、980MPa級加工強化型薄鋼板の電縫鋼管への適用を前提に実施した実験室検討結果、ならびに実験試作材の諸特性について述べる。

2. 実験室検討における供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分および機械的性質を表1に示す。供

表1 供試材の化学成分および機械的性質

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of steels used.

No.	(mass%)						
	C	Si	Mn	Ti+Nb	Ceq.	YP (MPa)	TS (MPa)
1	0.12	0.26	1.94	tr.	0.48	501	626
2	0.06	0.02	0.84	0.05	0.21	474	532
3	0.07	0.11	1.20	0.05	0.30	517	614
4	0.13	0.12	1.52	0.05	0.40	588	678
5	0.06	0.24	2.09	0.14	0.42	705	802

試材は、540～780MPa級の実機製造低～中炭素系熱延鋼板である。これらの熱延鋼板のマイクロ組織は、図1に

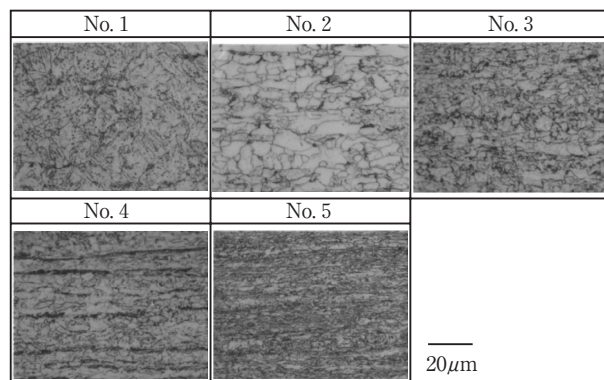


図1 供試材のマイクロ組織

Fig. 1 Microstructures of hot-rolled steels used.

示すように、フェライト+塊状セメントイト、ベイナイト+フェライトもしくはベイナイト単相組織を呈していた。No. 2～5鋼の供試材はTi、Nbの1種もしくは2種を微量添加したものである。Ti、Nbの微量添加鋼を主に供試材に用いた理由は、加工強化型薄鋼板のベースとなる熱延鋼板において強度・延性バランスを変化させるとともに、技術課題として想定される溶接軟化の抑制を考慮したものである。

2.2 実験方法

実験方法および調査条件の概要を表2に示す。各種の実機製造熱延鋼板を板厚調整目的で表面研削し、70%までの圧延率で冷間圧延を施した。得られた冷延鋼板（以下、冷延まま材と称す）の機械的性質については圧延方

表2 実験方法および調査条件

Table 2 An outline of experimental procedure and conditions

項目	試験方法	試験条件
引張試験	JIS G 2241	JIS5号試験片
溶接試験	MAG溶接	溶接電圧：15～17(V) 溶接電流：80～90(A) 溶接速度：50～70 (mm/min)
遅れ破壊試験	片持ちはり式 定荷重型曲げ試験	試験片：10幅×100(mm) + 2mmVノッチ 水素チャージ：0.1N-HCl 水溶液 試験温度：20±5℃
打抜き試験	油圧式打抜き試験機	φ10mmボンチ、片側クリアランス5%および10%

向に平行に採取した試験片を用い、JIS G 2241に準拠した引張試験にて評価した。

冷延まま材を電縫鋼管の素材に用いる場合、部材接合する際に多用される、大入熱のMAG溶接を想定すると、溶接軟化が焼鈍材と比較すると大きいことが懸念されるので、冷延まま材を用いて耐溶接軟化特性を調査した。耐溶接軟化特性は、溶接熱影響部の硬さを調査し、冷延まま材と最軟化部の硬さの低下度合いを指標に評価した。

また、本稿の対象とする980MPa級高強度薄鋼板は、遅れ破壊特性⁹⁾が懸念される強度よりも多少低いレベルではあるが、加工により導入される転位が多いことから遅れ破壊特性を調査することにした。装置には東伸工業(株)製卓上型遅れ破壊試験機⁹⁾を用いて、10mm幅×100mm長さの試験片を作製して片持ちはり式定荷重型曲げ試験にて評価した。さらに、打抜き穴の面性状につ

いてφ10mmのポンチにて作製した穴端面をSEMにて観察し、評価した。

3. 実験結果および考察

3.1 加工強化型鋼板の引張特性に及ぼす冷間圧延率の影響

図2に冷間加工による強度上昇量（以下、 Δ YSおよび Δ TSと記す）に及ぼす冷間圧延率の影響を示す。 Δ YSは冷間圧延率の増大とともに増加した。また、20%までの低冷延率側で大きく立ち上がり、圧延率70%の冷間圧延で得られる強度の5~6割程度まで到達し、その後、徐々に増加する傾向が見受けられた。その増加割合は、熱延鋼板の強度水準およびマイクロ組織により多少異なっていた。540MPa級でフェライト+塊状セメンタイトのマイクロ組織を呈する低炭素系のNo.2鋼は、その増加割合がすべての冷延率において小さかった。また、640MPa級でベイナイト単相組織を呈する中炭素系のNo.1鋼は、低冷延率側でその増加割合

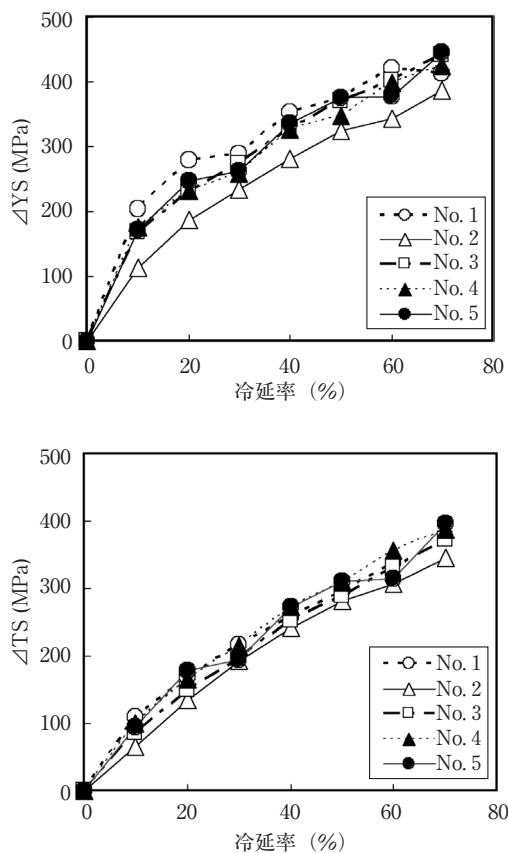


図2 供試材の Δ YSおよび Δ TSに及ぼす冷間圧延率の影響
Fig. 2 Effect of cold rolling reduction on Δ YS and Δ TS of steels used.

は大きかった。

図3にマイクロ組織に及ぼす冷間圧延率の影響の一例を示す。No.2鋼およびNo.3鋼いずれも、熱延鋼板の強度水準およびマイクロ組織は異なるものの、冷延率の増大とともに加工組織の展伸度合いが大きくなった。ただし、冷延率60%の場合にはあまり明確ではないが、20%の低冷延率の場合、No.2鋼の展伸度はNo.3鋼に比較して小さかった。No.2鋼の Δ YSの増加割合がすべての冷延率において小さかったことの一要因と推定される。なお、 Δ YSに及ぼすマイクロ組織の影響については、冷間圧延後の電子顕微鏡レベルの下部組織が直接影響を与えたものであるため、加工強化型薄鋼板の加工性改善という観点からも今後詳細な調査が必要である。

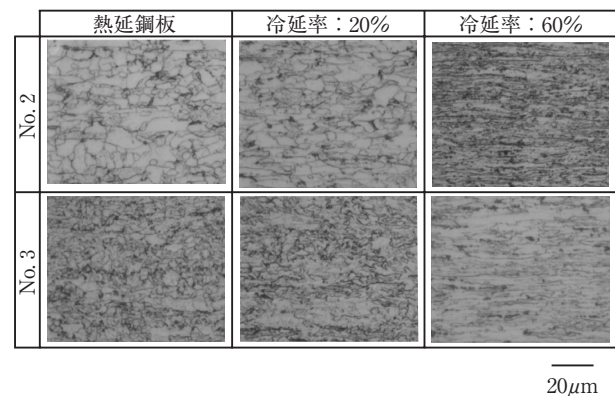


図3 冷延まま材のマイクロ組織変化の一例
Fig. 3 Example of microstructure's variations according to cold rolling.

一方、 Δ TSは、いずれの鋼も冷間圧延率の増大とともに一様に増加した。これは、冷間圧延後の下部組織は異なるものの、数%の引張歪付与に伴い、同じような高転位密度の組織が形成されたことに起因するものと考えられる。

以上より、980MPa級加工強化型薄鋼板において低YSを設計する場合、No.2鋼のようなフェライト+塊状セメンタイトのマイクロ組織を呈する熱延鋼板を、高YSを設計する場合、No.1鋼のようなベイナイト単相の熱延鋼板を選定する必要があると考える。

また、TS重視で設計する場合、 Δ TSに及ぼす強度水準およびマイクロ組織の影響が小さいことから、低冷延率で製造する場合、熱延鋼板の強度水準を800MPa級以上と高めにしておく必要がある。

なお、本稿では1mm前後の薄肉電縫鋼管を対象にしていることから、安定して製造できる熱延鋼板の板厚の関係で必然的に高冷延率となる。このため、600~700MPa級の熱延鋼板を適用することにした。

3.2 加工強化型鋼板の電縫鋼管への適用における機械的性質の変化

図4には、低炭素系No.3鋼の冷延率60%の冷延まま材と、その冷延まま材を素材に実験室的に作製した電縫鋼管の機械的性質を示す。電縫鋼管は冷延まま材と比較

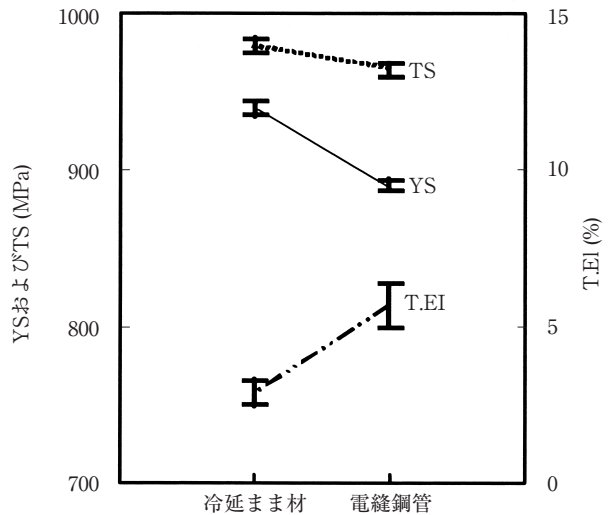


図4 冷延まま材と電縫鋼管の機械的性質の比較 (No.3鋼)
Fig.4 Comparison of mechanical properties between cold-rolled steel sheets and weld tubes (No.3 steel).

すると、YSが約50MPa、TSが約15MPa低下すること、ならびに全伸び（以下、T.EIと略記する）は約2～3%改善した。

一般に電縫鋼管にすることにより、その塑性歪分だけ強度（YS、TS）は上昇することが知られている。しかし、冷間圧延による加工強化型薄鋼板を素材に電縫鋼管を製造すると、鋼管内面側に圧縮応力が付与されることにより、板厚方向の塑性歪分布が変化することに起因して、強度低下と延性改善が生じるものと推察される。

3.3 加工強化型鋼板のMAG溶接時の耐溶接軟化特性

図5に低炭素系No.3鋼と中炭素系No.4鋼（いずれもTi、Nb複合添加鋼）のMAG溶接部のビッカース硬さ変化を、素材（熱延鋼板の場合は熱延まま材を、加工強化型鋼板の場合は冷延まま材）の硬さとの差分（以下、 Δ HVと略記する）にて示す。

低炭素系No.3鋼の熱延鋼板では溶接部近傍の Δ HVはほぼ一定であった。中炭素系No.4鋼は、熱影響部（以下、HAZ部と略記する）全体が硬化しており、No.3鋼と同様にHAZ部には軟化が見られなかった。No.3鋼の場合Ti、Nbの析出強化作用が、No.4鋼の場合CおよびMnがやや高目であるため、焼入れ硬化作用が主要因と

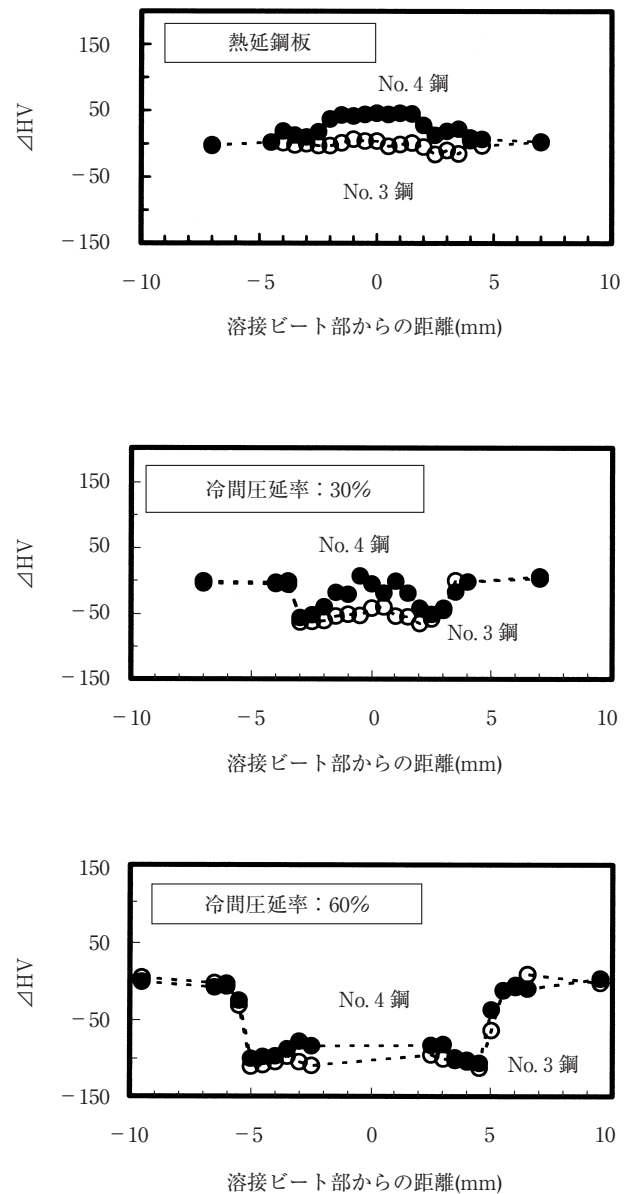


図5 MAG溶接部の硬さ変化 (No.3鋼およびNo.4鋼)
Fig.5 Variation of vickers' hardness near HAZ in hot-rolled and cold rolled steels using MAG weld method (No.3 steel and No.4 steel).

推定される。

しかしながら、30%の低冷延率および60%の高冷延率を施したNo.3およびNo.4鋼の場合、中炭素系のNo.4鋼の方が Δ HVの変化量は小さいものの、いずれの鋼もHAZ部の硬さが冷延まま材より大きく低下した。

図6に60%の高冷延率を施した中炭素系No.4鋼のHAZ軟化部近傍のマイクロ組織写真を示す。大入熱のMAG溶接の場合、回復組織は観察されず、HAZ部はすべて冷延まま材の加工組織から再結晶もしくは変態に伴うフェライト+炭化物（もしくはフェライト+パーライト）組織に変

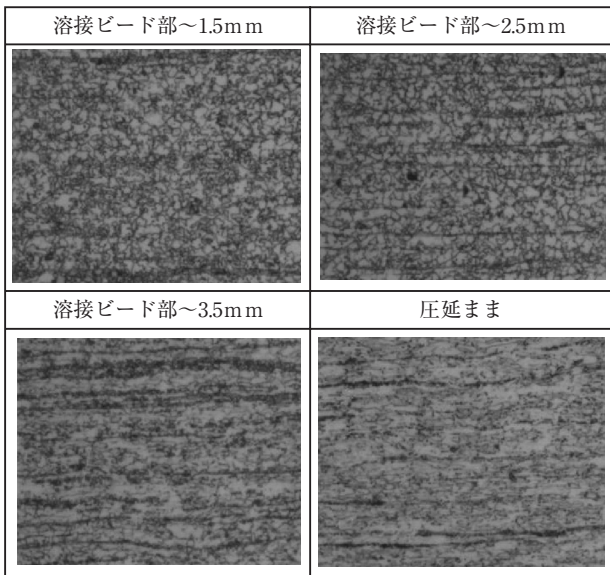


図6 HAZ軟化部近傍のマイクロ組織
Fig. 6 Microstructures near softening area in HAZ for No.4 steel (Cold rolling reduction : 60%)

化していた。なお、急速加熱・冷却を変態点測定装置にてシミュレートし、変態点を調査した結果、中炭素系No.4鋼の最軟化部は、すべて γ 域(約850~900℃)加熱部であることが推定された。このことから、冷間圧延で導入された高転位密度は、急速加熱過程の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態によって消失し、最軟化部は $\gamma \rightarrow$ 通常のポリゴナルフェライト変態により形成されたものと判断された。

図5より、低炭素系No.3鋼と中炭素系No.4鋼のHAZ部の Δ HVが異なることが判明したことから、供試材のC当量¹⁰⁾を横軸に取り、冷延まま材と最軟化部の硬さの差を冷延まま材の硬さで除した最軟化率で整理した。図7

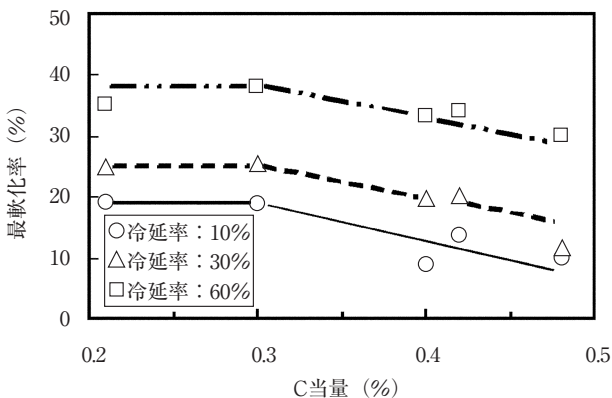


図7 溶接最軟化率と供試材のC当量の関係
Fig. 7 Relationship between maximum softening ratio in HAZ through MAG weld and Ceq. of steels used.

に結果を示すが、最軟化率は、冷間圧延率の低下とともに減少し、C当量が増大するとさらに減少することがわかった。

したがって、この軟化率を最小限に抑制することが必要とされる用途に加工強化型薄鋼板を素材とした電縫鋼管を適用する場合、製造上、冷間圧延率を極力低めに設定すること、ならびに、ビード部もしくはその近傍の溶接割れが生じない程度の高目のC当量の熱延鋼板を用いることが必要と考えられる。

3.4 加工強化型鋼板の遅れ破壊特性および打抜き穴面性状

鉄鋼材料の強度レベルが1180MPa級を超えると、外部環境から侵入する、もしくは材料内部に存在していた水素と応力相互作用によって遅れ破壊と呼ばれる脆性的な破壊が極めて低い応力レベルで生じることが知られている¹¹⁾。加工(転位)強化型鋼板の場合、水素のトラップサイトとなるであろう欠陥(転位)が非常に多く鋼中に存在することが容易に想像されるので、強度レベルに拘わらず、遅れ破壊特性を調査しておく必要があると考えられる。

そこで、前述の遅れ破壊が発生しやすくなる強度レベルまで到達していないとは言え、No.3鋼の980MPa級加工強化型鋼板(冷間圧延率60%)を供試材として、片持ちはり式定荷重型曲げ試験方式を採用した遅れ破壊試験機を用いて調査した。なお、比較材には、既存製品である残留 γ を数%含む780MPa級および980MPa級組織強化型鋼板(0.15~0.17%C-1.3%Si-2.1~2.5%Mn系鋼)を用いた。

図8に遅れ破壊試験結果を示す。図8より、曲げ応力の低下とともに破壊時間が長くなる傾向は比較材とNo.3

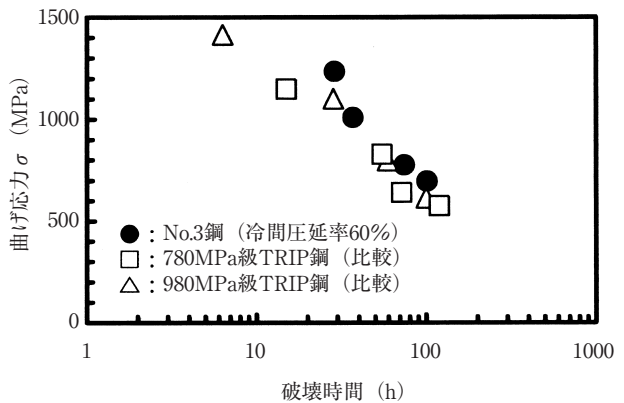


図8 加工強化型鋼板の遅れ破壊特性 (No.3鋼)
Fig. 8 Comparison of delayed fracture characteristics between cold rolled No.3 steel and manufactured TRIP steels.

鋼とは同じであり、しかもほぼ同一の破壊時間を示すことがわかった。したがって、高冷延率を施す加工強化型薄鋼板において少なくとも980MPa級までの強度レベルであれば、遅れ破壊特性に問題は無いことが確認された。

自動車用途の場合、配線を通す打抜き穴を開け、タッピングねじなどを埋め込むケースが多々ある。そこで、図9に打抜き穴部の断面形状の観察結果を示す。比較材は、前述の980MPa級組織強化型鋼板である。クリアランス5%の場合、いずれもだれが小さく、せん断面率もほぼ同じであったが、打抜き端面の直線性に加工強化型薄鋼板は優れることがわかった。また、クリアランス10%においては、加工強化型薄鋼板の方がだれは小さかった。この場合、明瞭な破断面が現れるので打抜き端面の直線性を問題にするのは少し問題があるが、980MPa級変態組織強化型鋼板と比較してせん断面が直線的であり、形状としては良好であった。

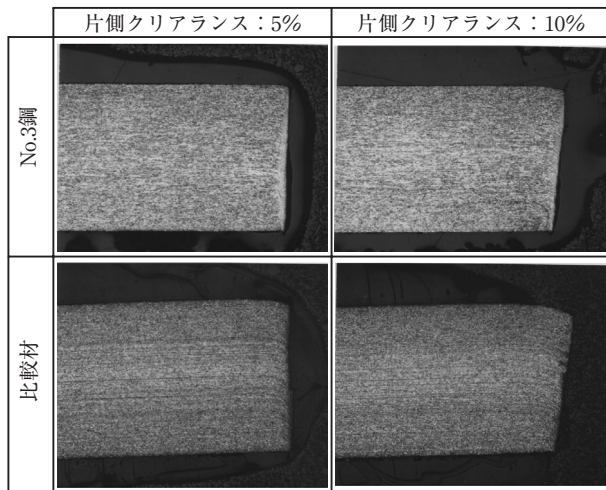


図9 打抜き穴面形状の観察結果(No.3鋼)

Fig. 9 Observations of punching planes in cold rolled No.3 steel and 980MPa grade TRIP steel for comparison.

4. 実機製造電縫鋼管の諸特性

4.1 実機製造プロセスおよび製造条件の概要

前章の実験室検討結果をベースにTi, Nb複合添加の中炭素系鋼を用いて実機製造を実施した。実機製造材の化学成分の概要を表3に示す。通常の熱間圧延および酸

表3 実機製造材の化学成分

Table 3 Chemical compositions of manufactured trial steel (mass%)

C	Si	Mn	Ti+Nb
0.12	0.15	1.47	0.05

洗が施された2.0~2.3mm厚の熱延鋼板を用いて、圧延率約60~65%の冷間圧延を施し、板厚0.85mmの電縫鋼管用の素材とした。その後、高周波造管工程を通過して、外径寸法31.8mmの電縫鋼管を製造した。

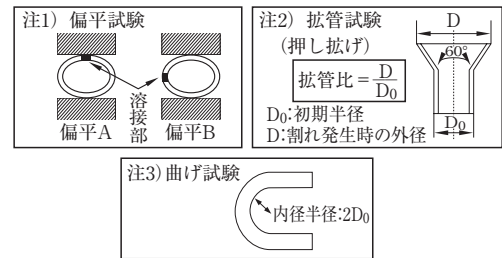
4.2 980MPa級高強度電縫鋼管の諸特性

表4には、実機試作の冷延まま材および電縫鋼管の機械的性質の一例を示す。電縫鋼管では、塑性歪分布が冷延まま材と比較して変化するため、わずかに強度低下が認められるが、980MPa級の高強度電縫鋼管として十分な強度が得られた。T.Elは約6%であり、冷延まま材と

表4 実機製造材の機械的性質および付帯特性

Table 4 Mechanical and other properties of manufactured trial steel.

板厚 (mm)	冷延まま材			電縫鋼管			偏平試験		拡管 試験	曲げ 試験
	YP (MPa)	TS (MPa)	T.El (%)	寸法 (mm)	YP (MPa)	TS (MPa)	T.El (%)	偏平 A		
0.85	935	1005	3.0	φ31.8	880	985	6.0	2/3D ₀	1.2D ₀	Good



比較すると上昇した。偏平試験は、偏平A、偏平Bいずれも密着まではいかないが、2/3D₀であり、拡管試験では1.2D₀までの加工が可能であった。また、曲げは内側半径2D₀までの130°曲げが可能であった。

図10には、電縫鋼管溶接部のメタルフローと硬さ分布の一例を示す。メタルフローの観察結果より、冷延まま材を素材に電縫鋼管を製造することに対して大きな製

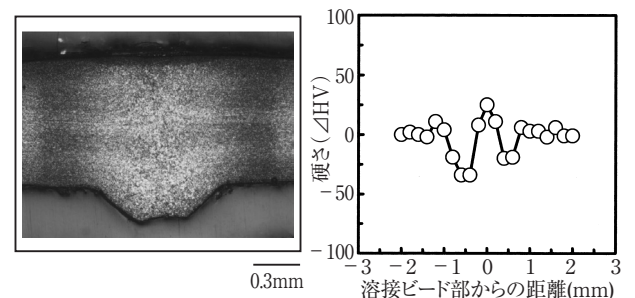


図10 実機試作の電縫鋼管溶接部のメタルフローおよび溶接部近傍の硬さ変化

Fig. 10 Metal flow and variation of vickers' hardness in welds of manufactured weld tube.

造上の技術課題がないことを示唆しているものと判断された。硬さは、溶着部から約0.5mm離れた箇所に最軟化点が存在し、約40HV低下した。

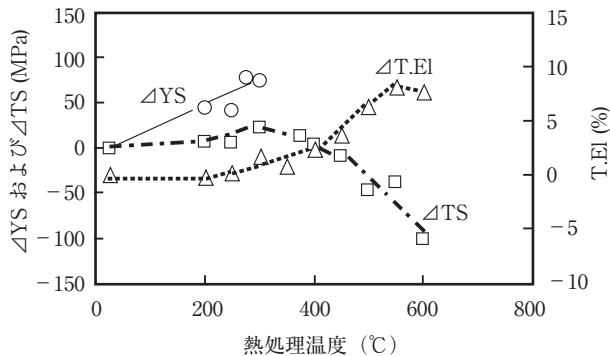


図11 実機試作した電縫鋼管の熱処理後の機械的性質の変化
Fig.11 Effect of heat treatment temperatures on mechanical properties for manufactured weld tube.

図11には、電縫鋼管の熱処理後の機械的性質の変化の一例を示す。用途および部位によっては、部分的に熱が加わる可能性が考えられるからである。熱処理は、各温度で10min均熱を実施した後、空冷するヒートパターンを付与した。

図から、200~400°Cでは、延性劣化を伴わず、時効硬化により約40MPaの強度上昇が見られた。その後500°Cまでは徐々に低下するが、約900MPaの高強度は維持されるとともに、強度・延性バランスが大きく改善されることがわかった。強度低下が抑制されている理由として、鋼中の炭窒化物形成元素であるTi, Nbが転位の上昇運動を抑制するものと推察される¹²⁾。

5. 結言

さらなる高強度化による極薄肉中空製品への対応を目的に、経済性を重視して加工（転位）強化型鋼板に着目し、980MPa級高強度冷延鋼板の電縫鋼管への適用を前提に、実験室検討ならびに実機試作材の諸特性調査を実施し、以下の結果を得た。

- (1) Δ YS, Δ TSはいずれも冷間圧延率の増大とともに徐々に増加した。 Δ TSの増加割合は、全体的には、熱延鋼板の強度水準およびマイクロ組織に関係なくほぼ一定であった。
- (2) 980MPa級電縫鋼管の場合、低冷延率側で製造する場合、熱延鋼板の強度を高目にしておくこと、熱延鋼板の製造可能板厚の関係で高冷延率側で製造する場合、600~700MPa級の熱延鋼板を適用することが重要と考えられた。

- (3) 冷延まま材とそれを素材に電縫鋼管を製造し、機械的性質を比較すると、YSが約50MPa, TSが約15MPa低下した。しかし、T.E.Iは約2~3%改善した。
- (4) 高冷延率を施した中炭素系鋼のMAG溶接におけるHAZ軟化部近傍は、加工組織から変態に伴うポリゴナルフェライトもしくは（フェライト+炭化物）組織に変化して大きく軟化した。
- (5) 最軟化率は、冷間圧延率の低下とC当量の増大により、改善された。
- (6) 高冷延率を施す加工強化型鋼板の遅れ破壊特性は、既存の780MPa級および980MPa級組織強化型鋼板と比較して同等であることが確認された。
- (7) 980MPa級電縫鋼管の実機試作より、製造性に大きな技術課題が無いこと、ならびに、実験室検討結果とほぼ同等の強度・延性バランス特性が得られた。
- (8) 以上より、加工強化型980MPa級電縫鋼管は、例えば、自動車や自転車等の軽度な二次加工が施される構造部品に適用可能である。

参考文献

- 1) 例えば松元 孝, 浜中征一, 田中照夫: Nisshin Steel Tech. Rep., 64 (1991), 57.
- 2) 例えば佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: Tetsu-to-Hagane, 68 (1982), 1362.
- 3) 例えばK.Kishida, M.Oda, N.Ikenaga, M.Takita, O.Akisue: SAE Paper 900735, (1990)
- 4) 例えば野村茂樹, 広瀬洋三, 小松原望, 国重和俊, 福山東成, 中井修二: CAMP-ISIJ, 5 (1992), 1851.
- 5) 例えば樋渡俊二, 高橋 学, 佐久間康治, 白田松男, 秋末治, 伊丹 淳, 池永則夫: CAMP-ISIJ, 5 (1992), 1847.
- 6) 例えば国重和俊, 小松原望, 橋本 保, 田村今男: CAMP-ISIJ, 1 (1988), 1843.
- 7) 倉橋隆郎: CAMP-ISIJ, 14 (2001), 1157.
- 8) 高木六弥: J.Jpn. Soc. Technol. Plast., 24 (1983), 1101.
- 9) 大和田能由, 馬島 弘, 江口豊明: 高強度鋼の遅れ破壊研究会, (社) 日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会, 東京, (1997), 111.
- 10) 木原 博, 鈴木春義, 金谷文善: J.Jpn. Weld. Soc., 27 (1985), 36.
- 11) 松山晋作: 遅れ破壊, 日刊工業新聞社, 東京, (1989), 17.
- 12) 樺沢真事: J.Jpn. Weld. Soc., 56 (1987), 155.