

Toughness of Ti-Stabilized 11% Cr Steels at Weld Parts of ERW Pipe for Automobile Exhaust Systems



宮崎 淳
Atsushi Miyazaki
鉄鋼研究所 薄板研究
部ステンレス鋼研究室



川崎 龍夫
Tatsuo Kawasaki
鉄鋼技術本部 ステン
レス技術部 主査(課
長)



豊岡 高明
Takaaki Toyooka
鉄鋼研究所 鋼材研究
部鋼管研究室 主任研
究員(課長補)



唐沢 順市
Junichi Karasawa
知多製造所 技術生産
管理部技術管理室 主
査(課長)



橋本 修
Osamu Hashimoto
鉄鋼研究所 薄板研究
部長・工博

要旨

Ti 添加 11% Cr 鋼を chance free bulge roll (CBR) 成形パイロットミルにより造管し、電縫管の溶接部の靱性について調べた。溶接部の靱性は母材部のそれに比較して著しく低下しており、特に HAZ での低下が大きい。そこで実験的に各種熱処理を行い、Ti と Cr の析出挙動を調査し、靱性低下原因を検討した。その結果、HAZ の靱性低下は、(1)高温加熱により TiC が分解し、固溶した C が冷却過程で Cr 炭化物として析出する、(2)急冷により過飽和 C が存在する、(3)介在物として TiN が存在することに起因すると思われる。したがって、低 C、N 化が HAZ の靱性を向上させる。

Synopsis:

Toughness at weldment of Ti-stabilized 11%Cr steel ERW-pipe produced by chance free bulge roll (CBR) forming pilot mill has been investigated. The weld parts are severely embrittled, especially at the heat affected zone (HAZ), compared with the mother sheet. The reason of this embrittlement at the HAZ is discussed with the results of the impact test and the analysis of precipitates in samples annealed in the laboratory.

The embrittlement at the HAZ is considered to have occurred due to the metallurgical factors as follows;

- (1) Cr-carbides formed during cooling after welding by partial dissolution of TiC at high temperatures.
- (2) Solute C supersaturated by rapid cooling after welding.
- (3) TiN undissolved even at high temperatures during welding.

Consequently, the reduction of carbon and nitrogen contents improves toughness at HAZ of the ERW-pipe.

1 緒 言

近年、自動車の排気系部品にステンレス鋼が多用されている。Ti を添加した 11% Cr 鋼 (Tp. 409 鋼) は、良好な加工性、耐酸化性および耐食性を示すことが知られており、その溶接管が各種排気管に使用されている。これらの排気管の設計は主要自動車構造物の設計の後に行われるため、これらは、エンジンルームや床下の余剰空間に合うように設置される。そのため、これらの排気管は厳しい曲げや拡管加工を受けることが多く、良好な加工性が要求されている。

溶接管の加工不良は溶接部の靱性不足による場合が多く、TIG 溶接部の靱性に関してはこれまでに多くの研究^{1)~7)}がなされているが、これらの研究は SUS 430 をはじめとする Cr 含有量が 16 wt.% 以上の鋼についてであり、11% Cr 鋼のような低 Cr 含有鋼での研究は少ない。

一方、電縫管 (ERW 管) の溶接部の靱性に関する研究はほとんど行われていないのが実情である。電縫管の溶接部は TIG 溶接部と

比べて溶接速度が桁違いに速いことと、アップセット加工を受けることのため非常に短時間の加熱と急冷を受ける。このような熱履歴を受ける Ti 安定化鋼の溶接部およびその近傍の材料特性に関する冶金的な検討を行うことは、電縫管の加工性を理解するうえで重要である。

本報告では Tp. 409 鋼電縫管の溶接部の靱性に及ぼす C、N および Ti の影響についてその熱履歴とそれらの析出挙動の観点から検討を行った。

2 実験方法

試料はすべて 30 kg ラボ真空溶解材を用い、通常の方法で熱延と冷延により 1.5 mm 厚とした。仕上げ焼鈍は 930°C × 3 min とし実験に供した。供試材の化学組成を Table 1 に示す。これらの試料のうち A、B、C、E、F については CBR (chance free bulge roll) 成

* 平成 2 年 8 月 30 日原稿受付

Table 1 Chemical compositions of specimens of Tp. 409 (wt. %)

	C	Cr	Ti	N
A	0.006	11.8	0.14	0.011
B	0.011	11.7	0.14	0.010
C	0.015	11.8	0.14	0.010
D	0.020	11.5	0.15	0.010
E	0.011	11.8	0.14	0.004
F	0.010	11.8	0.15	0.013
G	0.020	10.9	0.28	0.010
H	0.011	11.4	0.23	0.011

Note(1) Other compositions average varied in ranges as follows: 0.4~0.6 wt.% Si, 0.3~0.5 wt.% Mn, 0.03 wt.% P, 0.005 wt.% S, 0.002~0.005 wt.% O

形パイロットミルにより 42.7 mm ϕ の電縫管を作製し靱性を調べた。パイロットミルでの造管は造管速度 20 m/min, アップセット 0.9 mm の条件で行った。

電縫管溶接の熱履歴をシミュレートするために、一部の試料の板材について直接通電炉を用い、50°C/s の昇温速度で 900~1250°C に加熱後、冷却速度を変えるため水冷または N_2 ガス冷却を施したのちその靱性を調査した。さらに 1250°C 加熱水冷後 500~1000°C の範囲で 30 秒間の析出処理を施した試料についても靱性を調べた。

靱性はシャルピー衝撃試験 (5 kg) により評価した。冷延焼鈍板および熱処理材は 1.5 mm 厚サブサイズ試験片とし、圧延直角方向に採取後圧延方向に 2 mmV ノッチを入れたものを用いた。

また電縫管については、管を輪切りにして展開し、フラットニングした後余盛切削し、溶接部中心 (シーム部)、シーム部から 0.25 および 0.50 mm の部分、および溶接部の反対側に当たる 180 度部の母材 (180 度母材) に圧延方向に 2 mmV ノッチを入れシャルピー衝撃特性を調べた。

組織観察はピクリン酸塩酸による腐食後、光学顕微鏡により行った。結晶粒径は組織写真からクロスカット法 (JIS G-0552) により求めた。析出物の同定は薄膜法と抽出レプリカ法により電子顕微鏡観察により行った。また、高温加熱後の靱性と析出物の関係を知るために、10% AA-Methanol 法により析出物を定電位電解抽出した後、ICP により insol Ti と insol Cr, 化学分析により insol N を定量分析した。直径が 0.01 μ m 以上の析出物は抽出され分析にかかっているものと考えられている⁸⁾。また、insol Al は検出されなかったため、N はすべて Ti により固定されていると仮定し、insol N から TiN として析出している Ti 量を計算により求めた。

3 実験結果と考察

3.1 電縫管溶接部の特性

Fig. 1 は、電縫管のシーム部、シーム部から 0.25 mm および 0.50 mm の HAZ および 180 度母材のシャルピー衝撃特性 (吸収エネルギー) 測定の一例を示す。地位置での測定結果も併せて脆性-延性遷移温度のシーム部から外側への変化の様子を Fig. 2 に示す。これらの図で明らかなように、溶接部の靱性は母材および 180 度母材部に比べて著しく劣化している。溶接条件によっては、シーム部の方が HAZ より劣化することはあるが、HAZ の靱性がシーム部のそれと同程度、あるいはより劣化していることが電縫管溶接部の特徴である。一方、TIG 溶接管の場合は、溶接ビード部と HAZ

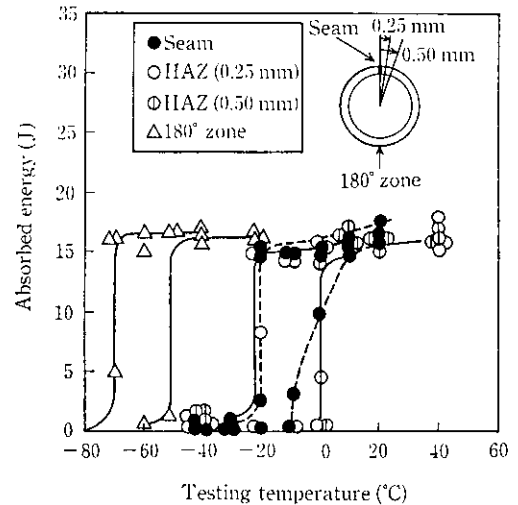


Fig. 1 Result of Charpy impact tests at the seam, HAZ, and the opposite side of the seam in the ERW pipe (0.009 C-0.007 N-0.23 Ti-11 Cr)

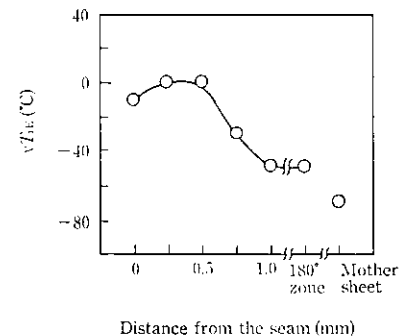


Fig. 2 Distribution of ductile-brittle transition temperature along the circumference of ERW pipe (0.009 C-0.007 N-0.23 Ti-11 Cr)

ともに粒成長が著しく、特に粗大なビード部の靱性が最も劣化している。

Photo 1 (a) にパイロットミルにより造管した電縫管の溶接部マクロ組織を示す。ここではビードカットは行っていない。

電縫管溶接では、昇温時間が極めて短く、かつ、溶融部はスクイズアウトされるので HAZ においても粒成長はわずかである。そのために、溶接部の靱性の低下の原因は、粒径でなく、主として溶接熱履歴とアップセット加工歪みのどちらか (あるいは両方) によるものと考えられる。ところで、アップセットの加工歪みが残留しているなら、その歪み量と再加熱条件にもよるが、この部分に粒成長が起こる場合もあると考えられる。Photo 1 (b) は電縫管を 930°C で 10 分間の熱処理を行った後の断面組織を示す。シーム部近傍のアップセット加工を受けた部分では粒成長はほとんどなく、加工時の歪みは造管時にほとんど開放されていたものと解釈できる。一方、シーム部から左右 0.5 mm 以上の範囲では粒成長が著しく、これらの位置では造管の加工歪みの残留が大きかったことを示している。残留歪みの大きい部分よりもシーム部とその近傍の靱性劣化の方が大きいことから判断すると、靱性劣化の原因はアップセットではなく溶接の熱履歴による変化にあると考えられる。

そこで、C と N の含有量の異なる材料を造管し、HAZ の靱性に及ぼす影響を調べた。Fig. 3 は C 量の影響を示したもので、C 量が低下するにしたがい HAZ の靱性は向上している。この場合、結

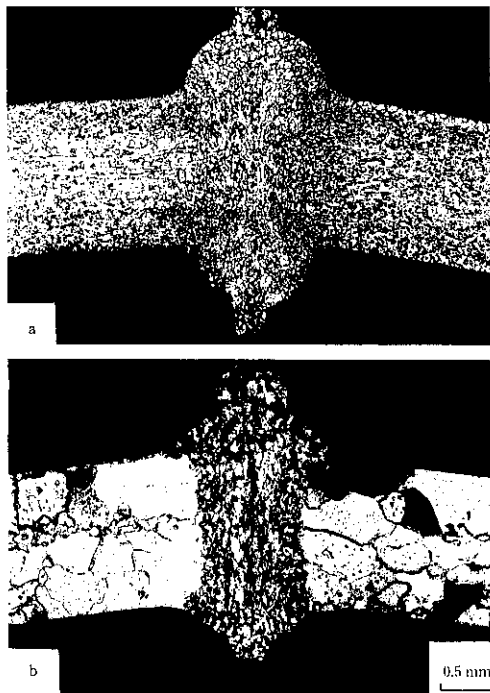


Photo 1 Macrostructures of transverse cross section of an ERW pipe (Etching reagent: picric and hydrochloric acid)

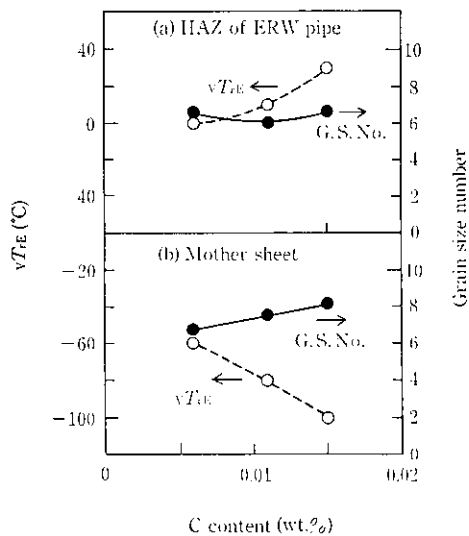


Fig. 3 Effect of C content on the ductile-brittle transition temperature and grain size number

晶粒径はC量にかかわらずほとんど同じで、粒径は靱性には影響を与えていないと考えることができる。一方、母材の靱性は、低C化による粗粒化のためにむしろ低下している。また Fig. 4 にみられるように N 量の低減は HAZ と母材の靱性を改善するが、HAZ での効果の方が大きい。N 量は粒径に対しほとんど影響を与えていないため、N の存在そのものが母材靱性に直接影響していると考えられる（後述するように、N はそのほとんどが TiN として存在するため、TiN が靱性に影響しているものと考えてよい）。このように、C と N が靱性に及ぼす影響は、HAZ と母材で異なっており、急熱急冷の熱履歴を受ける部分でその影響が大きいことは、これら

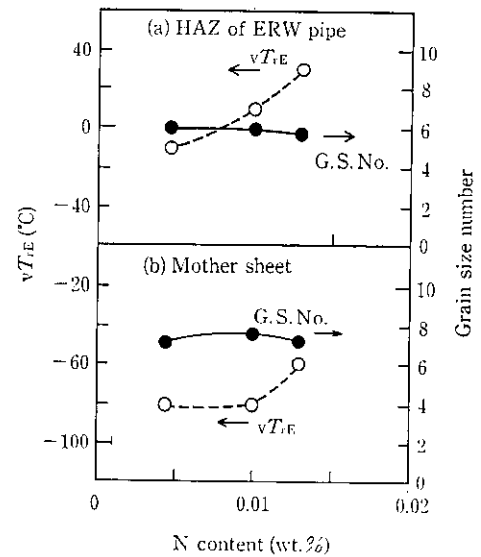


Fig. 4 Effect of N content on the ductile-brittle transition temperature and grain size number

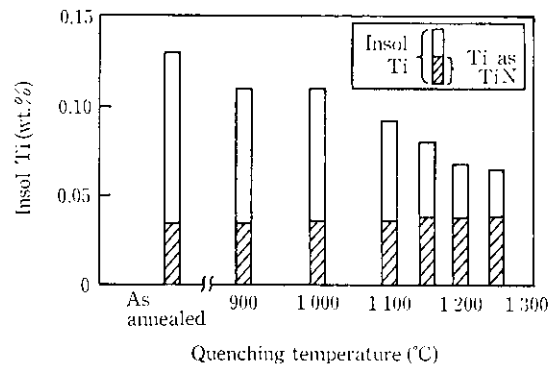


Fig. 5 Effect of quenching temperature of Tp. 409 steel on the amount of insoluble Ti (steel G: 0.02 C-0.28 Ti-0.01 N)

の固溶・析出挙動と靱性を関係づけて考える必要のあることを示している。

3.2 加熱急冷後の析出物と靱性の関係

電縫管溶接部の冷却速度の実測値は求めていないが、溶接部から周方向への放熱を考慮した伝熱計算によると、1200°C から700°C までの平均冷却速度は約 500°C/s と推定された（1400°C まで昇温後加熱を停止し、輻射と周方向 2 次元伝熱による冷却として計算した。管の長手方向の伝熱は無視した）。この冷却速度は本実験で用いた 1.5 mm $t \times 60$ mm $\times 100$ mm² の板材での水冷速度よりは遅く、また N₂ ガス冷却によるものよりは速い。

電縫管溶接部の昇温速度は数千 °C/s と非常に速く、実験室的には再現できないが、冷却速度は水冷やガス冷却を行うことで代表できると考えられる。

Fig. 5 は、50°C/s の昇温速度で加熱し、900~1250°C に到達後直ちに水焼き入れた試料の insol Ti と TiN として析出した Ti の分析結果を示したものである。insol Ti として分析されるものは Ti 炭窒化物のみならず、硫化物や酸化物等も含まれている。焼入れ温度が上昇するにしたがって insol Ti は減少し、特に 1000°C 以上で顕著である。熱力学のデータ⁹⁾によれば、1250°C において TiC の一部は分解固溶状態にあるはずである。Fig. 5 の結果は各温度で

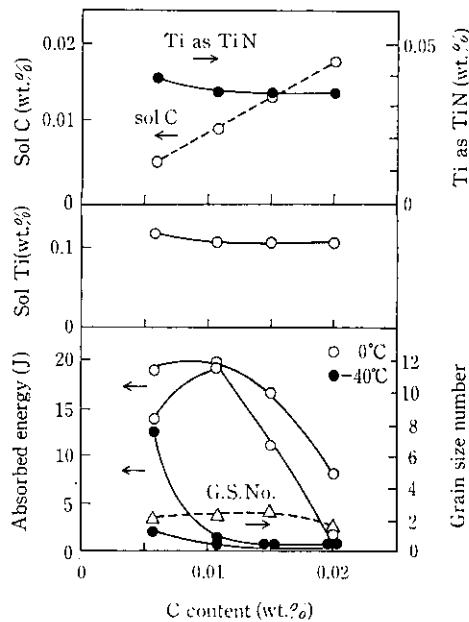


Fig. 6 Effect of C content on the results of chemical analyses, Charpy impact value, and grain size number

十分な時間に保持していないため、平衡状態とのずれは当然考えられるが、到達温度の上昇に伴い TiC 等の分解固溶が進み、冷却後室温では C が過飽和に固溶した状態となっている。一方、TiN としての Ti は、1250°C からの焼き入れによっても母材の分析値とほとんど差がない。すなわち、TiN は溶接熱履歴ではほとんど変化せず、このことは熱力学データからも明らかである。C 含有量の異なるサンプル A, B, C, D の板を 1250°C から焼き入れた後のシャルピー衝撃特性を Fig. 6 に示す。衝撃特性は 0°C と -40°C の 2 温度での吸収エネルギーで評価している。また、TiN としての Ti 分析値と TiC として固定されていない固溶 C を推定する C 量も併せて示した。固溶 C (sol C) は分析により求められないため、近似的に以下の式により求めた。

$$\text{sol C} = \text{total C} - \frac{12.01}{47.88} \left(\text{insol Ti} - \frac{47.88}{14.00} \times \text{insol N} \right) \dots \dots (1)$$

Total C 量の低下につれ、過飽和に固溶した C 量も低下する。C 量が低下しても 1250°C 加熱後の結晶粒径はほぼ同程度に粗粒化しており差は認められず、また、後述するように靱性を劣化させる TiN は若干高かったにもかかわらず、C 量の低下とともに靱性は向上している。この時、同時に TiC が分解しただけ固溶 Ti も増えているが、固溶 Ti はもともと 0.1% 程度は存在しており、TiC からの増加分はわずかである。事実、固溶 Ti を (total Ti) - (insoluble Ti) で評価するといずれのサンプルも 0.10~0.11% であり、固溶 Ti 量は一定であると考えられる。

N 量の異なるサンプルについても 1250°C から水冷し同様の調査を行った。Fig. 7 に結果を示したが、N 含有量の低下につれ TiN としての Ti 量は低下し、これに対応して靱性は向上する。このとき結晶粒径に差は生じていなかった。ここで、insol N は total N とほとんど同じ値であり、N はすべて TiN になっていると考えてよいであろう。したがって、N の低減は、TiN の低減を意味することになる。

以上の結果から、高温から急冷された溶接部においては、過飽和固溶 C と TiN 量がその靱性に大きく影響を与えることがわかった。

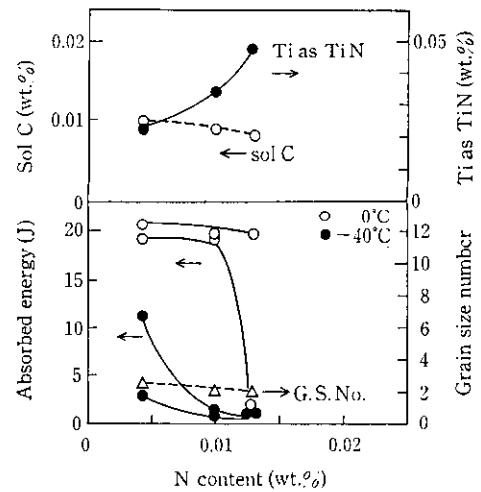


Fig. 7 Effect of N content on the results of chemical analyses, Charpy impact value, and grain size number

溶接部の HAZ に関しては、シーム部からの距離により最高到達温度およびそこから冷却速度が異なる。到達温度の違いは TiC の分解固溶量を変化させる意味を持つが、冷却速度が遅ければ再び Ti で安定化され脆化が軽減されることも考えられる。したがって、靱性の変化の理由を調べるには、冷却過程での再析出挙動が重要となる。

3.3 加熱後の冷却速度と析出物、靱性の関係

高温加熱後の冷却を N₂ ガスの吹き付けによって行い、冷却途中の析出について調べた。N₂ ガスによる冷却速度はおよそ 100°C/s であるので電縫管の冷却速度よりも遅い。

Fig. 8 は焼き入れ温度と冷却方法の違いによる insol Cr の分析値を示している。この Cr 分析値は Cr 炭化物の他の Cr 析出物が考えられるが、冷却速度によって明瞭に差が生じており速度の違いのほど高い。特に TiC の分解固溶の著しい 1100°C 以上の焼き入れ温度での差が大きい。TiC の析出量を近似する insol Ti と Ti as TiN の差 (実際には TiN 以外の Ti 化合物を表す) も同時に示しているが、冷却速度による差はない。また、焼き入れ温度が低い場合

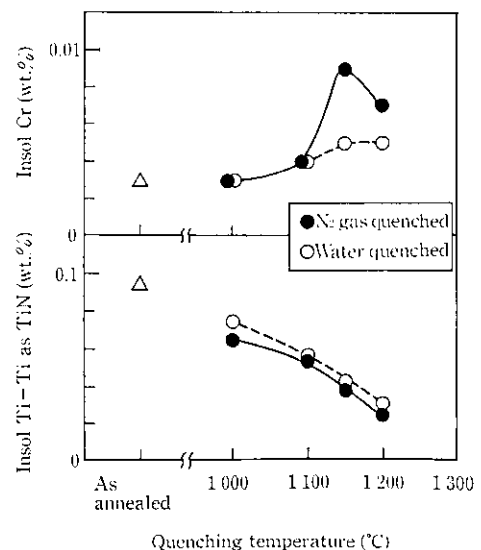


Fig. 8 Effect of quenching temperature and quenching rate on the results of chemical analyses (steel G: 0.02 C-0.28 Ti-0.01 N)

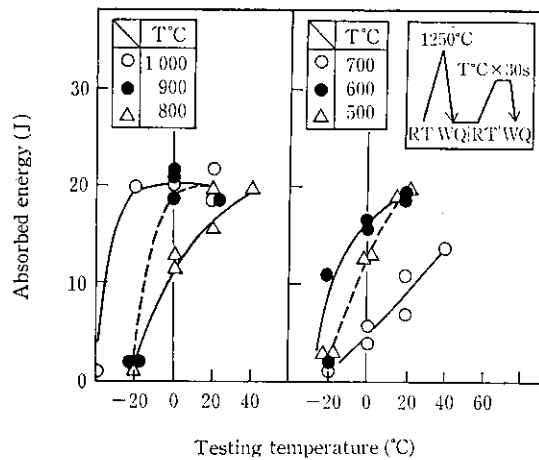


Fig. 9 Results of Charpy impact tests for water-quenched and reheated specimens (steel H: 0.011C-0.23 Ti-0.011N)

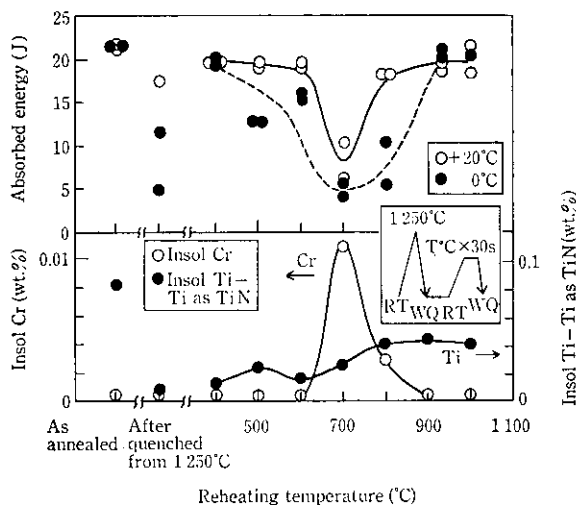


Fig. 10 Effect of reheating temperature of quenched specimens on the Charpy impact value and the results of chemical analyses of insoluble Cr (steel H: 0.011C-0.23 Ti-0.011N)

には分解固溶せずに残留したと解釈できる。

後述するように、Cr 炭化物は靱性を著しく劣化する^{7,10)}。Fig. 8 で insol Cr の量に差が出たが、このサンプルの場合、水冷のものでもかなりの insol Cr が存在しており、靱性の点では、冷却方法の差は遷移温度にはほとんど差として現れなかった。

冷却過程での析出をさらに明確にするため、1250°Cからの水冷材を500~1000°Cで30秒間の析出処理を行った。靱性の結果をFig. 9に、また、0°Cと20°Cでの吸収エネルギーと析出物の分析結果をFig. 10に示す。靱性の低下は700°C付近で著しいことがわかる。この靱性の低下に対応して、insol Crの値が高くなっている。TiC量を近似する(insol Ti)-(Ti as TiN)は高温ほど高くなっており、このことは過飽和固溶していたC等がTiに再び固定されたものと考えられる。insol Crが検出されない900°Cおよび1000°C析出処理材では焼き入れ材よりも靱性は向上している。

以上のごとく靱性の低下には insol Cr が大きく影響^{7,10)}しており、Ti 安定化鋼といえども高温加熱後の冷却過程で Cr 系の析出物が形成されることが明らかとなった。従来、Cr 炭化物の析出は、800°C程度が最も促進されるといわれており^{11,14)}、この insol Cr は Cr 炭化物と考えられる。

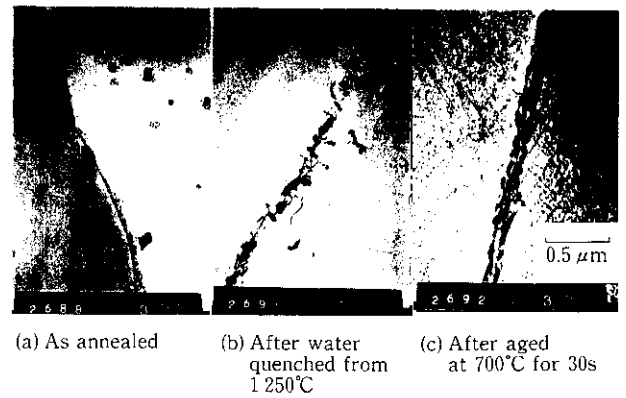


Photo 2 Transmission electron micrographs of Tp. 409 steel (steel G; 0.02 C-0.28 Ti-0.01 N)

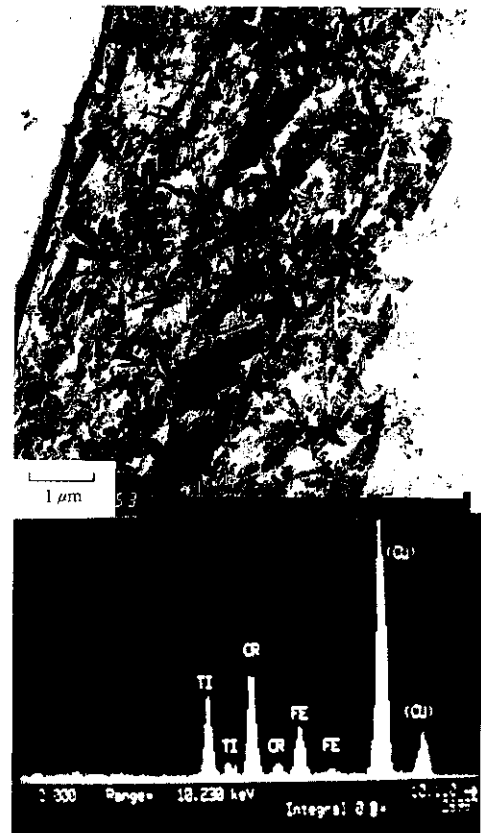


Photo 3 X-ray microanalysis of aged specimen of Tp. 409 steel

Photo 2 は析出物を透過電顕で観察した結果である。母材は粒内に粗大な析出物があり、粒界析出は認められない。ここでの析出物は Ti (C, N) 等と考えられる。1250°Cから水冷したものでは母材にあった Ti (C, N) 等は消滅しており、替わって粒界に析出物が生成している。これは Cr 炭化物であり、焼き入れ後700°Cで30秒間の析出処理を行うと粒界で析出物が粗大化し、また粒内には整合歪みを伴った微細な析出が生じている。

Photo 3 は700°Cで析出処理を行ったサンプルの抽出レプリカ写真である。粒界に密集して羽毛状の炭化物があることがわかる。EDXの結果この炭化物は Cr, Ti, Fe からなることがわかった。

3.4 Cr 炭化物の析出挙動

先に示したように、Steel G では、Cr 炭化物は 1250°C からの水焼き入れでもかなりの量の析出が認められた。そこで、このような短時間で炭化物の析出が可能かどうかの検討を行った。

フェライト系ステンレス鋼での Cr 炭化物析出に関する解析¹¹⁻¹⁵⁾は、新井ら¹⁴⁾の理論計算がよく知られている。また、富村ら¹⁵⁾は、この理論式を近似式に直した解析を行っている。本報告でも同様の近似式を用い、11% Cr-0.01% C のフェライト系ステンレス鋼として Cr 炭化物の析出について検討した。

Photo 3 に示したように、析出は粒界に集中しているため新井ら¹⁴⁾が導出した理論式（粒界で炭化物として固定された炭素モル濃度 ΔX_C ）を用いると、

$$\Delta X_C = \frac{6}{23} \times \frac{6}{r_0} \times \frac{X_{Cr}^0 - X_{Cr}^i}{Y_{Cr} - X_{Cr}^i} \times \left(\frac{D_{Cr} t}{\pi} \right)^{1/2} \quad (2)$$

r_0 : 結晶粒径 (cm)

X_{Cr}^0 : 母相の Cr モル濃度 ($X_{Cr}^0 = 0.11$)

Y_{Cr} : 炭化物の金属成分に関する Cr のモル分率

X_{Cr}^i : 炭化物と粒界で局所平衡する母相の Cr モル濃度

D_{Cr} : Cr の拡散係数¹⁶⁾ (cm²/s)

t : 経過時間 (s)

ここで、富村ら¹⁵⁾は、2 相ステンレス鋼において炭化物は Fe を含まない $Cr_{23}C_6$ すなわち $Y_{Cr} = 1$ とし、また $X_{Cr}^i = 0$ に仮定し、近似解を得ている。先に述べたように炭化物中には Fe や Ti が検出されているが、本報告でも $Y_{Cr} = 1$ と仮定する。しかし、 $X_{Cr}^i = 0$ とはせずに $X_{Cr}^i(11) = (11/19) X_{Cr}^i(19)$ として近似した。ここで $X_{Cr}^i(19)$ は新井ら¹⁴⁾が求めた 0.01% C-19% Cr フェライト系ステンレス鋼の値を用いた。また、(2) 式の ΔX_C (モル濃度) を、 $Cr_{23}C_6$ として析出した C と Cr の重量%に変換すると(3)式ようになる。

$$\left. \begin{aligned} \Delta X_C &= 21.6 \times \Delta X_C \\ \Delta X_{Cr} &= 21.6 \times \Delta X_{Cr} \times \frac{52 \times 23}{12 \times 6} \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

ΔX_C : 粒界で炭化物として固定された炭素の重量%

ΔX_{Cr} : 粒界で炭化物として固定されたクロムの重量%

r_0 として 1250°C 加熱後の粒径 0.008 cm を用いて、各温度と時間について計算した結果を Fig. 11 に示す。加熱がより高温でより長時間行われるほど X_{Cr}^i が X_{Cr}^0 に近づくため、 ΔX_C の値は小さくなる。したがって、800~850°C 近辺に析出量のピークができる

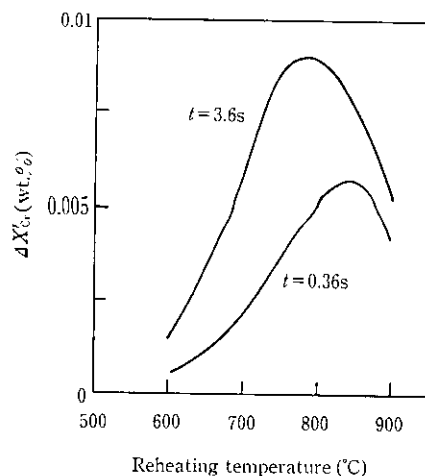


Fig. 11 Relation between calculated Cr content as $Cr_{23}C_6$ precipitate, ΔX_{Cr} , and reheating temperatures (0.01 C-11 Cr)

ことになる。Ti を添加していない 11% Cr では 800°C 0.36 秒保持で 0.005% 程度の Cr 炭化物が析出することを示している。実際には Tp. 409 鋼では Ti と Cr の C 固定の競合、あるいは炭化物中の Fe の影響 (モル比 Y_{Cr}) 等により現象は複雑であろうが、水冷程度の冷却速度では 900~600°C の析出温度範囲^{11,14)}を通過する間に十分な析出の起こることを示している。

4 結 言

実験室的に調整した Ti 添加 11% 鋼である Tp. 409 鋼を用い、CBR 成形パイロットミルで造管した電縫管の溶接部と各種熱処理した板のシャルピー試験を行い、析出物の分析結果とあわせて溶接部の靱性について考察した。得られた結果は以下のとおりである。

- (1) 電縫管溶接部の靱性は母材部に比べ低下している。特に、HAZ の値が低い。
- (2) HAZ 靱性の低下は、高温加熱により TiC が分解し、固溶した C が冷却過程で Cr 炭化物として析出することおよび急冷により過飽和 C が存在することによるためであると考えられる。
- (3) TiN は HAZ および母材ともに靱性を低下させる。
- (4) 低 C、N 化により HAZ 部靱性は向上する。

参 考 文 献

- 1) 門 智, 山崎恒友, 山内 勇, 矢部克彦, 鈴木節雄: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S745
- 2) 山本定弘, 小林泰男, 片平正宏, 高野俊夫, 武下政治, 長嶺多加志: 日本鋼管技報, 120 (1988), 7
- 3) 櫻井英雄, 小川忠雄: 溶接学会全国大会講演概要, 45 (1989), 280
- 4) 吉岡啓一, 竹田元彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S743
- 5) 岡崎 隆, 三好正則, 安保秀雄, 平井 卓: 鉄と鋼, 63 (1977) 5, 631
- 6) 高橋 登, 川谷皓一: 日新製鋼技報, 36 (1977), 11
- 7) J. J. Demo: Corrosion, 27 (1971) 12, 531
- 8) 小田宗隆, 天野虔一, 船橋佳子, 志賀千晃, 上田修三: 鉄と鋼, 70 (1984) 13, S1265
- 9) 千野博孝, 和田 要: 製鉄研究, 251 (1965), 75
- 10) E. Baerlecken, W. A. Fischer, and K. Loreng: "Untersuchungen über des Umwandlungsverhalten, die kerbschlagzähigkeit und Neigung zur interkristallinen von Fe-Cr Legierungen mit chrom-gehalten bis 30%", Stähle und Eisen, 81 (1961) 12, 768
- 11) A. Bäuml: Arch. Eisen hüttenw, 34 (1963) 2, 135
- 12) R. J. Hodges: Corrosion, 27 (1971) 4, 164
- 13) 竹田元彦, 吉岡啓一, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977) 5, 622
- 14) 新井 宏, 竹田誠一: 鉄と鋼, 72 (1986) 7, 831
- 15) 富村宏紀, 奥 学, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, 75 (1989) 7, 1186
- 16) R. A. Walf and H. W. Paxton: Trans. Metal. Soc. AIME, 230 (1964), 1426