

UDC 621.791.753.5 : 669.14.018.292 : 621.791.793 : 621.791.019
: 539.56 : 621.791.011 : 669.1.017.699.295 : 621.791.05

論 文

微細 TiN による溶接ボンド部靱性の改善と
大入熱溶接用鋼の開発*

金 沢 正 午**・中 島 明**

岡 本 健太郎***・金 谷 研***

Improved Toughness of Weld Fusion Zone by Fine TiN Particles
and Development of a Steel for Large Heat Input WeldingShogo KANAZAWA, Akira NAKASHIMA,
Kentaro OKAMOTO, and Ken KANAYA

Synopsis:

The improvement of toughness of weld fusion zone has been made by converting the microstructure from coarse intermediate stage structure to fine ferrite-pearlite in large heat input welding processes such as one side submerged arc welding, electro gas welding and consumable nozzle electroslog welding.

Following results have been obtained from intensive investigation on effects of TiN upon austenite grain size, transformation behavior and toughness at weld fusion zone:

(1) Fine TiN particles prevent the coarsening of austenite grains. Austenite grain diameter d_T at 1400°C can be expressed by the equation, $d_T = K(r/f)$ where r = mean particle diameter of undissolved TiN at 1400°C, f = volume fraction of undissolved TiN smaller than 0.05 μ in diameter at 1400°C. The increase of the amount of TiN particle smaller than 0.05 μ undissolved at 1400°C gives rise to the decrease of austenite grain size.

(2) Aggregation of fine TiN particle accelerates the formation of ferrite during cooling. The transformation products are thus further refined.

(3) As a result unit facet diameter of brittle fracture which closely coincides with {100} plane becomes small. Thus the toughness of fusion zone in large heat input welding is greatly improved.

(4) The fusion zone of commercial 60 kg/mm² grade steel has proved to be improved by utilization of fine precipitates of TiN both in large and small heat input welding.

1. 結 言

工業技術の進歩とともに、船舶、原油タンクなどの鋼構造物はしだいに巨大化してきている。このような鋼構造物の巨大化にともなつて、その安全性確保はますます重要な問題となつてきている。

鋼構造物の製作にあつて、溶接部の靱性の問題はきわめて重要である。とくに、高能率施工を目的として全板厚を一層で溶接する大入熱自動溶接〔片面一層の潜弧溶接 (submerged arc welding, SAW), エレクトロガス

溶接 (electro gas arc welding, EGW), エレクトロスラグ溶接 (electro slag welding, ESW) など〕が最近広く採用される傾向にあるが、従来の高張力鋼板にこれらの大入熱溶接を適用すると、その溶接継手の熱影響部 (HAZ) とくに融合線近傍 (ボンド) の靱性がきわめて劣化する。すなわち溶接継手のボンドは隣接する溶接金属の熱により約 1400°C の高温にさらされ、オーステナイト粒はきわめて粗大化するとともに、大入熱溶接では小入熱溶接に比べ溶接金属部に投入される熱量が大きく、溶接後のボンドの冷却速度はかなり小さい。このた

* 昭和 48 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 12 月 17 日受付 (Received Dec. 17, 1974)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

め、従来の高張力鋼においては小入熱溶接時のボン드가後続溶接によつて焼もどしをうけた靱性のよい焼もどしマルテンサイト・下部ベイナイトが主体の組織であるのに対し、大入熱溶接では粗大な中間段階組織 (Zw) となり、破壊単位の大いことと相まって、著しく靱性が劣化するのが実状である。

このような靱性劣化は構造物の安全上重大な問題であり、従来はボンド靱性確保のために溶接入熱量の制限、すなわち溶接部の冷却速度の制限が必要と考えられ、実施されている。しかし、大入熱溶接を行なつても靱性の確保できる鋼の開発は溶接施工の省力化の面から強く要望されるところである。

大入熱溶接ボンド靱性の改善方法として、高張力鋼の合金設計の面からは 2 つの方法が考えられる。第 1 は、焼入性を増す合金元素 (例えば C, Mn, Cr, Mo など) を従来鋼以上に添加し、ボンズの組織を下部ベイナイトにすることである。しかし、この方法を引張強さ 40 kg/mm² 級、50 kg/mm² 級 (HT50)、60 kg/mm² 級 (HT60) 鋼に適用した場合経済性を失うのみならず、小入熱溶接時の溶接われ感受性をも増加させ、溶接構造用鋼の基本に反することは自明である。第 2 は、フェライト変態を促進させ、ボンズを粗大な中間段階組織から細粒フェライト・パーライト組織に変えることである。この場合は、溶接継手の HAZ の細粒域 (溶接熱により低温オーステナイト域に加熱された部分) の靱性からも推測されるように、きわめてよい靱性をうる可能性がある。例えば、Table 1 の鋼 1 (高張力鋼の基本組成である C-Si-Mn アルミキルド鋼) に、高周波加熱式溶接熱サイクル再現装置によつて、大入熱溶接 (1 例として 25 mm 板厚鋼板に入熱 100 kJ/cm の片面一層の SAW) と中入熱溶接 (1 例として入熱 43 kJ/cm の両面二層ずつの SAW) を行なつたときのボンズの冷却 (前者は 800~500°C 間の冷却時間 96 sec, 後者は 26 sec) を再現させ最高加熱温度の変化によるオーステナイト粒径 (d_T), ならびに組織と靱性の変化を Fig. 1 に示す。Zw% が増し、フェライト (F)% が減少するほど、シャルピー試験の破面遷移温度 (vT_{rs}) は上昇することがわかる。一般に F% は鋼の組成、冷却速度、 d_T によつて左右されるが、前 2 者が一定の場合は d_T が小さいほど F% は大となることがわかる。

本研究では 40 kg/mm² 級鋼および HT50, HT60 の大入熱溶接ボンド靱性改善のために、第 2 の方法すなわち大入熱溶接ボンズをフェライト・パーライトを主体とする組織にすることを目標とした。

この目標のもとで、長年にわたり研究を続けた結果、

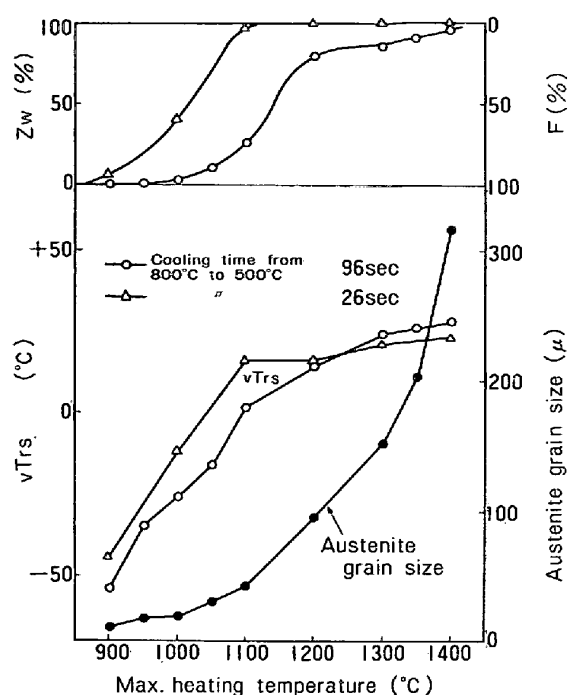


Fig. 1. Impact transition temperature, austenite grain size and the amount of intermediate structure and ferrite as a function of maximum heating temperature.

高温でも比較的安定なチタン窒化物 (TiN) を鋼板中に微細に析出させておけば、ボンズのオーステナイト粒の粗大化を阻止し、さらにフェライト変態そのものを促進し、その結果ボンズを破壊単位の小な細粒フェライト・パーライトにしうという画期的な作用のあることを発見した。この発見を引張強さ 40 kg/mm² 級鋼および HT50, HT60 級の高張力鋼に適用して、大入熱溶接継手の靱性改善に工業的に成功した。

従来 Vanity 鋼をはじめとして、溶接構造用鋼に Ti を添加した例は少くないが^{1)~4)}、大入熱溶接時のボンド靱性に対する TiN の効果とその機構を物理冶金的観点から総合的に検討解析し、大入熱溶接部のオーステナイト粒成長を阻止することに成功した例はない。

本論文では、微細 TiN による大入熱溶接ボンズ部の靱性の改善機構について検討した結果と、工業化した開発鋼の結果の一部をあわせて報告する。

2. 供試鋼および実験方法

2.1 供試鋼

3.1~3.3 の供試鋼は、高周波誘導加熱式溶解炉で溶製後、100 kg 鋼塊に铸造し、板厚 25 mm に鍛造後、焼入焼もどし処理を行なつた。その化学組成を Table 1 に示す。これらはいずれも基本組成の鋼 1, 2 に対し、

析出物形成元素である元素周期律表のⅢ_b族(Al),Ⅳ_a族(Ti,Zr,Hf),Ⅴ_a族(V,Nb,Ta)を高張力鋼に経済的に利用できる範囲で添加したものである.

3・4における実用鋼は製鉄所の高張力鋼製造ラインで生産された調質型 HT60 鋼板(板厚 32 mm)である.

2・2 オーステナイト粒径

板厚 25 mm の鋼板に片面一層の 3 電極 SAW (溶接入熱 144 kJ/cm), EGW (溶接入熱 200 kJ/cm), 消耗ノズル式 ESW (SESW と略称, 溶接入熱 420 kJ/cm) 施工中の板厚中心におけるボンドの実測昇温曲線と, 高周波加熱式溶接熱サイクル再現装置による再現曲線 A, B, C を Fig. 2 に示す. 供試鋼をこれらの再現曲線にそつて加熱し, それらが各温度に達したのち, ただちに水冷し, 切断・研摩後表面活性剤を含むピクラールでオーステナイト粒界を現出し, リニアアナリシス法(粒数 60 以上)によつて平均オーステナイト粒径 d_T を算出した.

2・3 変態挙動

ボンドの最高到達温度と考えられる 1400 および 1200 °C から各種の速度で冷却したときの連続冷却変態図(CCT図)をフォーマスター F 自動記録式熱膨張計により求めた. さらに, 冷却途中から急冷して変態途中の挙動と析出物の関係を調査した.

2・4 再現熱サイクル衝撃試験

鋼板を焼入焼もどし後 12 mm ϕ $\times$ 70 mm の試片を切り出し, 高周波加熱式溶接熱サイクル再現装置により各種の再現熱サイクルを与えたのち, JIS 4 号衝撃試験片により試験した.

2・5 破壊単位

{100} 結晶面を小さい角度で共有しうる範囲を脆性破壊における破壊の単位であると仮定し, その範囲をエッチピットにより確認し, リニアアナリシス法により平均破壊単位 d_0 を求めた. エッチピットの現出には次の 3 種の試薬を順次用いた.

A液: H_2O 100cc + H_2O_2 50cc + HCl 5cc

B液: H_2O 100cc + $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 飽和水溶液 20cc + HCl 5cc

C液: H_2O 25cc + $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 25cc + H_2O_2 25cc + HCOOH 25cc

2・6 析出相

各種析出相の同定は, $\text{I}_2\text{-CH}_3\text{OH}$ 法による抽出残渣の X 線回折によつた.

TiN の溶体化あるいは析出挙動は二つの方法で調査した.

第 1 は, カーボン抽出レプリカ [$\text{HCl-CH}_3\text{OH}(1+1)$ とピクリン酸飽和水溶液により一段エッチ後カーボン蒸着し, $\text{HCl-CH}_3\text{OH}(1+2)$ により剝離] の電子顕微鏡観察である.

第 2 は, 湿式分析手法による TiN のサイズ別分析法⁵⁾であり, この方法によつて大きさ 0.05, 0.10 μ 以下の TiN 量を求めた.

2・7 実用鋼における評価試験

大入熱溶接用として開発した鋼 (HT60S) と比較鋼 (HT60) の板厚 32 mm の鋼板について各種の比較を行なつた.

鋼板の引張り, 曲げ, 衝撃試験はそれぞれ JIS 4 号 (板厚 1/2 より採取), JIS 1 号, JIS 4 号 (板厚 1/4 より採取) 試片により行なつた.

大入熱溶接として片面一層の SAW (206 kJ/cm), EGW (90, 180 kJ/cm) ならびに SESW (616 kJ/cm), 小入熱溶接として被覆アーク溶接 (20, 55, 80 kJ/cm) の突合せ継手の引張り (長標点), 衝撃試験 (JIS 4 号) を行なつた. 衝撃試験は, ボンド (融合線上で溶接金属と HAZ が 50% ずつ入る位置) を中心に継手各位置について破面遷移温度 $\sqrt{T_{rs}}$ (°C), 0°C の吸収エネルギー $\sqrt{E_0}$ (kgm), -10°C の吸収エネルギー $\sqrt{E_{-10}}$ (kgm) を調査した.

Table 1. Chemical composition of steels and precipitates (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ti	Zr	Hf	V	Nb	Ta	Alsol	B	Precipitate
1	0.14	0.30	1.30	0.015	0.009	0.01	—	—	—	—	—	—	0.001	—	—
2	0.13	0.19	1.31	0.006	0.005	0.01	—	—	—	—	—	—	0.006	—	—
3	0.13	0.28	1.26	0.004	0.005	0.01	—	—	—	—	—	—	0.046	—	AlN
4	0.14	0.28	1.21	0.015	0.007	0.01	0.018	—	—	—	—	—	0.015	0.0033	TiN
5	0.13	0.19	1.32	0.006	0.005	0.01	0.019	—	—	—	—	—	0.007	—	TiN
6	0.14	0.29	1.31	0.015	0.009	0.01	0.021	—	—	—	—	—	0.010	0.0020	TiN
7	0.13	0.24	1.12	0.005	0.005	0.01	—	0.017	—	—	—	—	0.030	—	ZrN
8	0.13	0.32	1.42	0.012	0.011	0.08	—	—	0.06	—	—	—	0.040	—	?
9	0.13	0.32	1.36	0.013	0.006	0.01	—	—	—	0.045	—	—	0.015	—	VC(N)
10	0.13	0.28	1.38	0.004	0.006	0.01	—	—	—	—	0.022	—	0.020	—	NbC(N)
11	0.15	0.50	1.20	0.004	0.008	0.01	—	—	—	—	—	0.05	0.030	—	TaC(N)
12	0.14	0.28	1.22	0.014	0.006	0.01	0.018	—	—	—	—	—	0.015	0.0033	TiN
13	0.13	0.23	1.26	0.005	0.006	0.01	0.018	—	—	—	—	—	0.004	0.0019	TiN

さらに、改良型 ESSO 試験片（日本造船協会 SR147 部会で採用）により大入熱溶接のボンドの脆性破壊伝播阻止試験も行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 微細 TiN によるボンド部オーステナイト粒の成長阻止作用

本報告では、大入熱溶接ボンドを従来の Zw から細粒フェライト・パーライト組織に変えることにより、その靱性を改善することを目標としている。そのために、ボンドのオーステナイト粒を細粒にすることを考える。しかしながら、従来 1400°C 付近に加熱されるボンド部を細粒オーステナイトにする手段は全くないと考えられていた。

3.1.1 各種析出物のオーステナイト粒成長阻止作用
まず各種析出物のオーステナイト粒成長阻止作用を、溶接時という範囲で詳細に検討した。

Table 1 に示す鋼 1~13（焼入焼もどし鋼）を、Fig. 2 に示す大入熱溶接の片面一層の SAW や EGW のボンドの昇温を近似する再現曲線 A に沿って昇温中、各温度より急冷し、その最高加熱温度と d_T との関係を調べた結果を Fig. 3 に示す。

I_2 - CH_3OH 抽出残渣の X 線回折の結果、鋼 1~13 の焼入焼もどし状態での析出相は、回折線の不明瞭な鋼 8 を除いて Ti, Zr, V, Nb, Ta 添加鋼では NaCl 型立方晶の TiN, ZrN, V_4C_3 , NbC, TaC, Al 添加鋼では六方晶の AlN と考えられた。

高張力鋼の基本組成である鋼 1, 2 に比べ、なんらかの析出相をもつ鋼 3~13 は、程度の差こそあれ、すべての温度範囲でオーステナイト粒は小さい。なかでも、TiN を含む鋼 4, 5, 12 では 1400°C においてなお、オーステナイト粒は小さい。

しかし、Fig. 2 に示すように、大入熱溶接時のボンドの昇温速度は一定ではなく、より遅い昇温速度の溶接もある。

Fig. 3 で最も小さい d_T を示した含 TiN 鋼 4 と比較鋼 2 を供試鋼として、オーステナイト粒成長阻止挙動を詳細に調査した。

Fig. 4(a) は 1400°C における d_T と Fig. 2 の昇温曲線 A, B, C との関係を示したものである。比較鋼 2 に比べ、含 TiN 鋼 4 の d_T の昇温速度依存性はきわめて小さい。

Fig. 4(b) は昇温曲線 A により 1200~1400°C の各温度で恒温保持したときのオーステナイト粒成長挙動である。Fig. 4(a) と同様に、含 TiN 鋼 4 のオーステナ

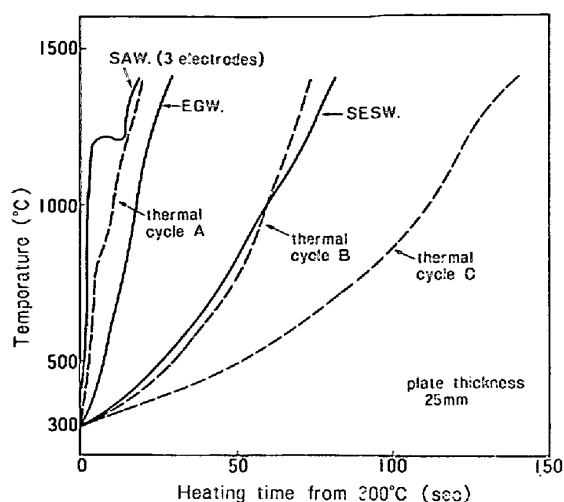


Fig. 2. Heating curves of 25 mm thick steel plate in various welding processes and synthetic thermal cycles.

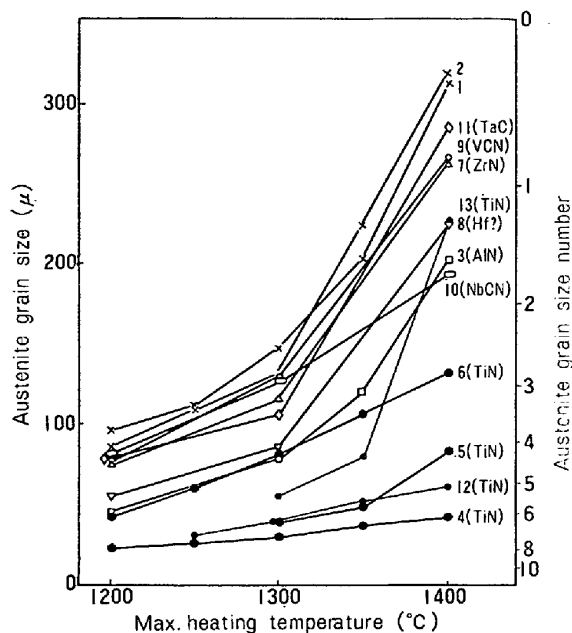


Fig. 3. Relation between austenitizing temperature and austenite grain size.

イト粒成長速度は、比較鋼に比べきわめて小さいことがわかる。

3.1.2 TiN によるオーステナイト粒成長阻止

溶接中のボンドのオーステナイト粒成長阻止に TiN が有効ではあるが、TiN を含み、かつ、組成的にもほぼ等価と考えられる鋼 4, 5, 6, 12, 13 においてオーステナイト粒の成長挙動に大きな差の認められることも Fig. 3 より明らかである。その理由を本項で明らかにする。

(1) 溶接中の TiN の溶体化現象

高温で比較的安定であるといわれている鋼中の TiN

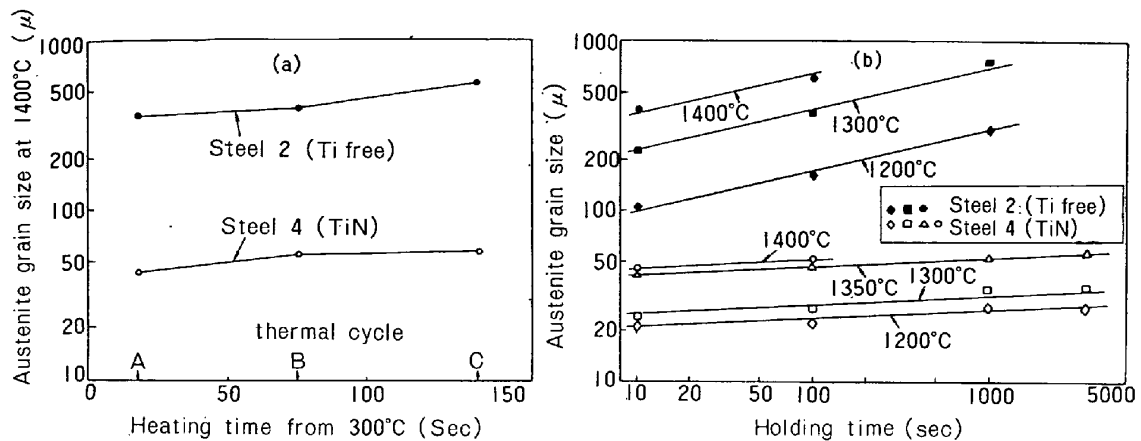


Fig. 4. (a) Effect of heating rate upon austenite grain size at 1400°C and (b) effect of holding time upon austenite grain size at various temperatures.

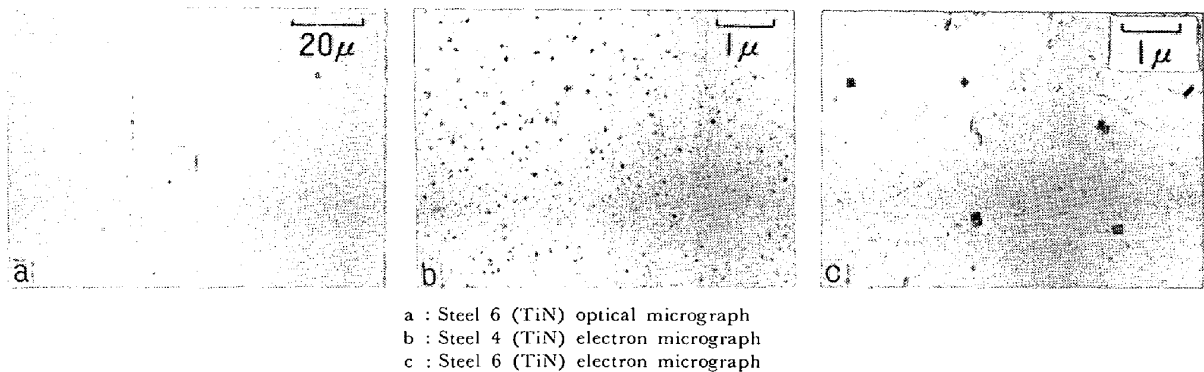


Photo. 1. Optical and electron micrographs of TiN in steels 4 and 6.

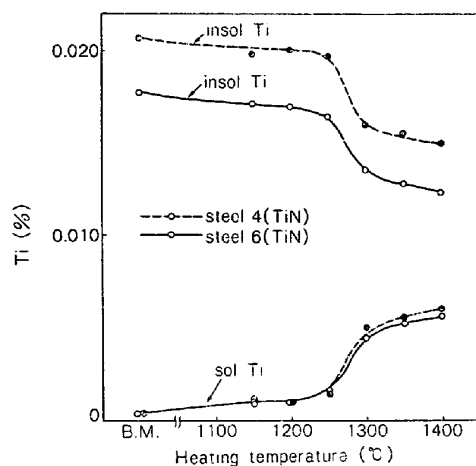


Fig. 5. Dissolution of TiN during heating by synthetic thermal cycle A in Fig. 2.

も溶接熱による溶体化現象の存在が想定される。さらに TiN の存在形態が Photo. 1 (a) に示すように光学顕微鏡でも観察可能なミクロンオーダーの大きさから、(b), (c) に示す 100Å オーダーの大きさまで広範囲にわたっているため、その溶体化現象も溶接のような短時間加熱の場合、きわめて複雑であると予想される。

Fig. 5 はオーステナイト粒成長に差のみられた含 TiN 鋼 4, 6 について再現熱サイクル A の途中の温度から急冷した場合の固溶 Ti 量, 析出 Ti 量の変化を示す。両鋼ともに、固溶 Ti 量は昇温途中の 1250°C まではほとんど変化なく、1300°C で増加しはじめ、1400°C では 0.006% に達し、両鋼の間に溶体化現象の差はみられない。したがって、両鋼のオーステナイト粒成長挙動の差を TiN の溶体化現象では説明できない。

(2) 未溶解 TiN とオーステナイト粒径

Table 1 およびそれ以外の含 TiN 鋼について、Fig. 2 の昇温曲線 A により加熱した場合の 1400°C での d_T と未溶解 TiN 量 (I_2-CH_3OH 法による残査中の Ti 量) の関係を調査した結果 d_T と未溶解 TiN 量の間には、明確な相関性はなかった。したがって、オーステナイト粒成長阻止作用を単に未溶解 TiN 量で説明することもできない。

そこで、未溶解 TiN の大きさの違いによる抽出溶液との反応速度差を利用した TiN の大きさ別分析を行ない、TiN の大きさと d_T との相関を求めた。その結果を Fig. 6 に示す。0.10μ 以下の大きさの TiN としての

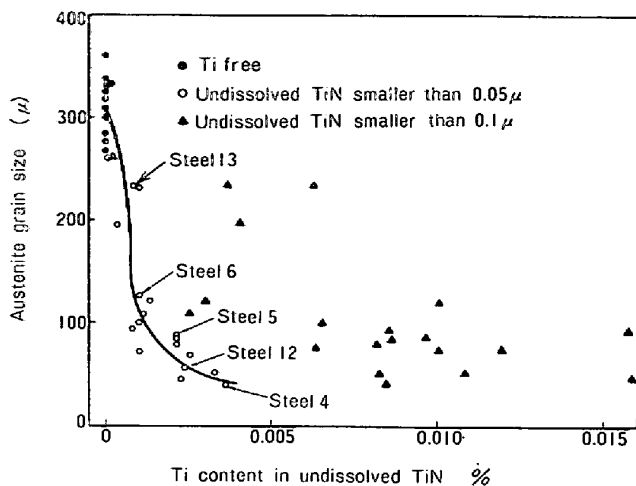


Fig. 6. Relation between austenite grain size and Ti content in undissolved TiN smaller than 0.05μ or 0.1μ at 1400°C .

Ti 量(▲印)より、 0.05μ 以下の大きさの TiN としての Ti 量(○印)の方が d_T にたいしてよい相関関係にあるといえる。すなわち、Fig. 6 から、 1400°C の d_T を決定している最大の要因は、 1400°C における大きさ 0.05μ 以下の未溶解 TiN 量であることがわかる。

一方、析出物のオーステナイト粒成長阻止能力は、その析出物の大きさと体積分率に依存するといわれており ZENER⁶⁾, GLADMAN⁷⁾ によつて

$$d_T = K (r/f) \quad \dots\dots\dots (1)$$

d_T : オーステナイト粒径

r : 析出物粒径

f : 析出物体積分率

K : 定数

が与えられている。

Table 1 の 5 つの含 TiN 鋼を昇温曲線 A にしたがつて加熱し、 1400°C における d_T と r と f を実測し、(1) 式により整理して Fig. 7 に示す。

電子顕微鏡観察により、多数の TiN の粒径を求めその平均値を r としたが、大きさ 0.05μ 以上の TiN はわずかに観察されるのみである。したがつて、平均粒径 r は 0.05μ 以下のサイズのものによつてほぼ決定される。しかし体積分率 f は r^3 に依存するので、まれにみられる巨大な TiN によつて大きく影響される。大きさ 0.05μ 以下、 0.10μ 以下の TiN ならびに全析出 TiN の体積分率を f_1, f_2, f_3 とし、(1) 式で整理した Fig. 7 では、 0.05μ 以下の TiN サイズの場合 (Fig. 7 の ○ 印) が最もよい相関を示し、そのときの $K=0.12$ である。

KAZINCZY⁸⁾ らは長時間加熱における NbC や AlN に

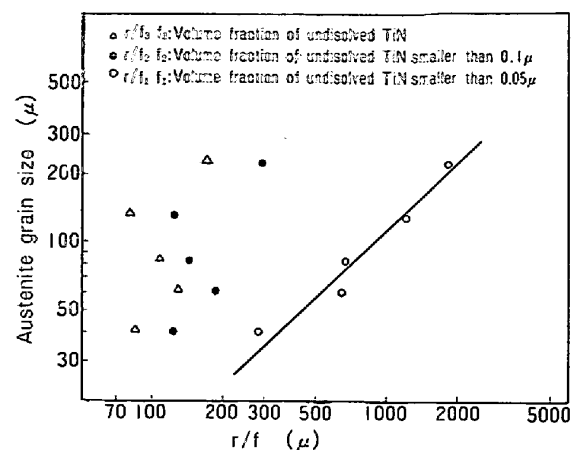


Fig. 7. Correlation between austenite grain size volume fraction and mean size of undissolved TiN at 1400°C .

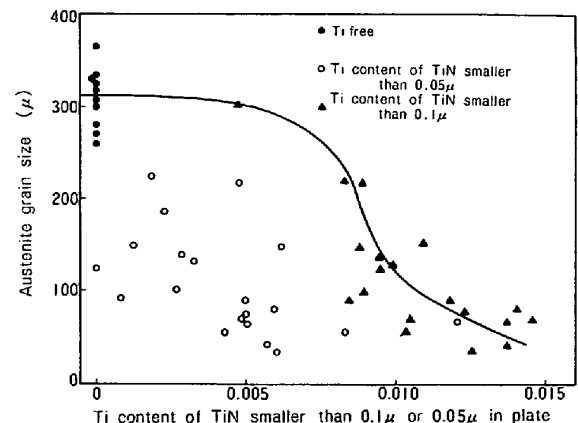


Fig. 8. Relation between austenite grain size at 1400°C and Ti content of TiN smaller than 0.1μ in plate before welding.

よるオーステナイト粒成長阻止の場合 $K=0.17$ とし、GLADMAN らは $0.26 \geq K \geq 0.05$ を想定している。本実験では、短時間加熱にもかかわらず、これらの値に近い K を得ている。

これらのことから、TiN がオーステナイト粒界を pinning して、その移動を阻止し、その結果 1400°C でも d_T が小さいと考えられる。

(3) 鋼板中の TiN の大きさとオーステナイト粒径ボンドの d_T は、その温度で未溶解のまま残る微細 TiN の量と大きさに依存することが判明したが、ここでは溶接前の TiN の大きさととの関係を調査する。

溶接前の鋼板中に存在する大きさ 0.10μ 以下および 0.05μ 以下の TiN 量と 1400°C に昇温したときの d_T の関係を Fig. 8 に示す。 0.05μ 以下の TiN 量より、 0.10μ 以下の TiN 量の方がオーステナイト粒径との相関がよい。

この結果は、Fig. 6の結果と TiN の大きさの点で異なる。この理由は、昇温中に 0.10μ 以下の TiN のうち微細なものは溶体化し、大きなものはその大きさが小さくなり、結局 1400°C で未溶解の 0.05μ 以下の TiN の大きさと量で d_T が決定されるものと考えられる。

3.2 微細 TiN により細粒化されたボンド部の変態挙動

前節において微細 TiN 量を多くすれば、ボンドのオーステナイト粒を細粒にすることを述べたが、本研究の目標は溶接ボンド部の組織を細粒フェライト・パーライトに変態させることである。微細 TiN による細粒オーステナイトのボンドの変態挙動を溶接用連続冷却変態図 (CCT図) によって検討する。

3.2.1 ボンドの CCT 図

Table 1の鋼2と5は、同一溶鋼を2つの中間鍋に同時に受鋼し、一方はそのまま、他方は Ti を添加して同時鑄入し、両者同様の熱間加工、調質処理を行なった鋼である。Fig. 3より、含 TiN 鋼5の 1400°C における d_T は 84μ と細粒であり、比較鋼2のそれは 319μ と粗粒である。

鋼2と5を供試鋼として、 1400°C から種々の速度で冷却した場合の CCT 図を求め Fig. 9 に示した。

含 TiN 鋼5 (太線) のフェライトノーズは比較鋼2 (細線) より短時間側にあり、両鋼ともにポリゴナルフェライト (F_p) の析出する冷却範囲 R1~R3 においても、 F_p 量は含 TiN 鋼5の方が圧倒的に多い。Photo. 2 に冷却条件 R1 で冷却したときの組織を示す。微細 TiN によつて、ボンドの組織を Zw 主体から細粒フェライト・パーライト主体に変わることがわかる。

3.2.2 同一オーステナイト粒径下の CCT 図

Fig. 9における鋼5と鋼2の CCT 図の差の原因は、両鋼の d_T の差によることはもちろんであるが、 d_T 以

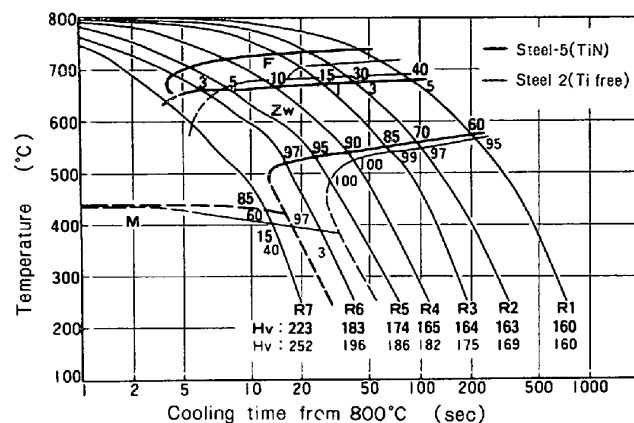


Fig. 9. CCT diagram of steel 2 and 5 (max. heating temperature: 1400°C).

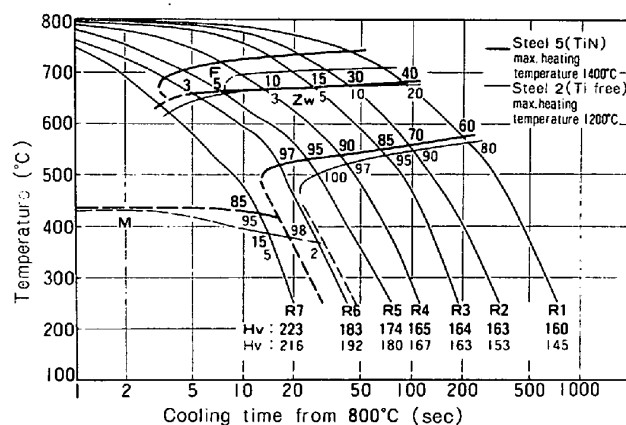


Fig. 10. CCT diagram of steel 2 and 5 with same austenite grain size.

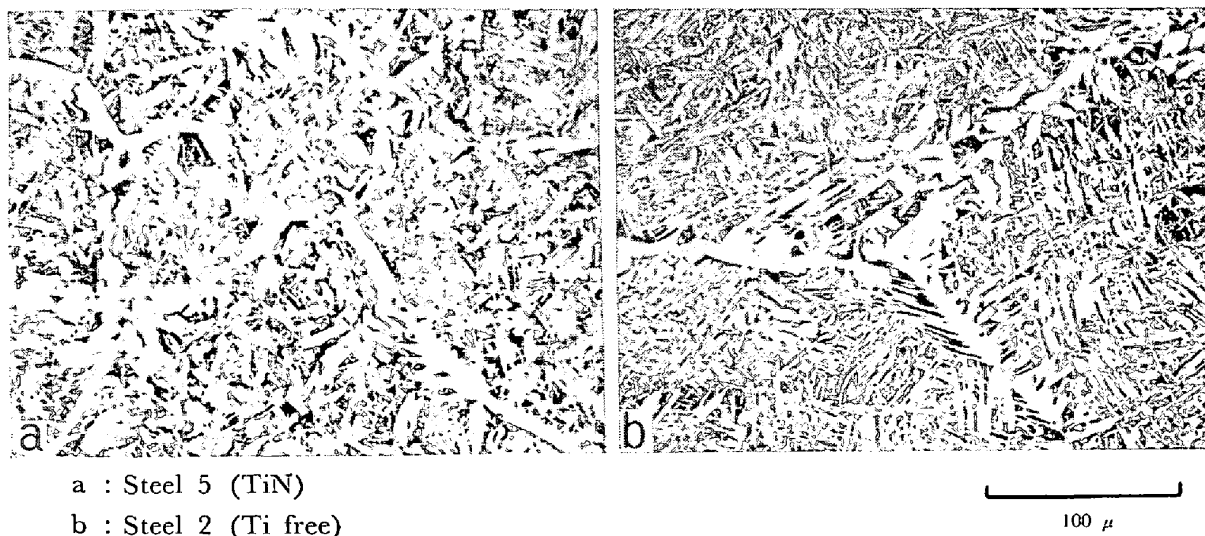


Photo. 2. Optical micrographs after cooling at cooling rate of R1 in Fig. 10.

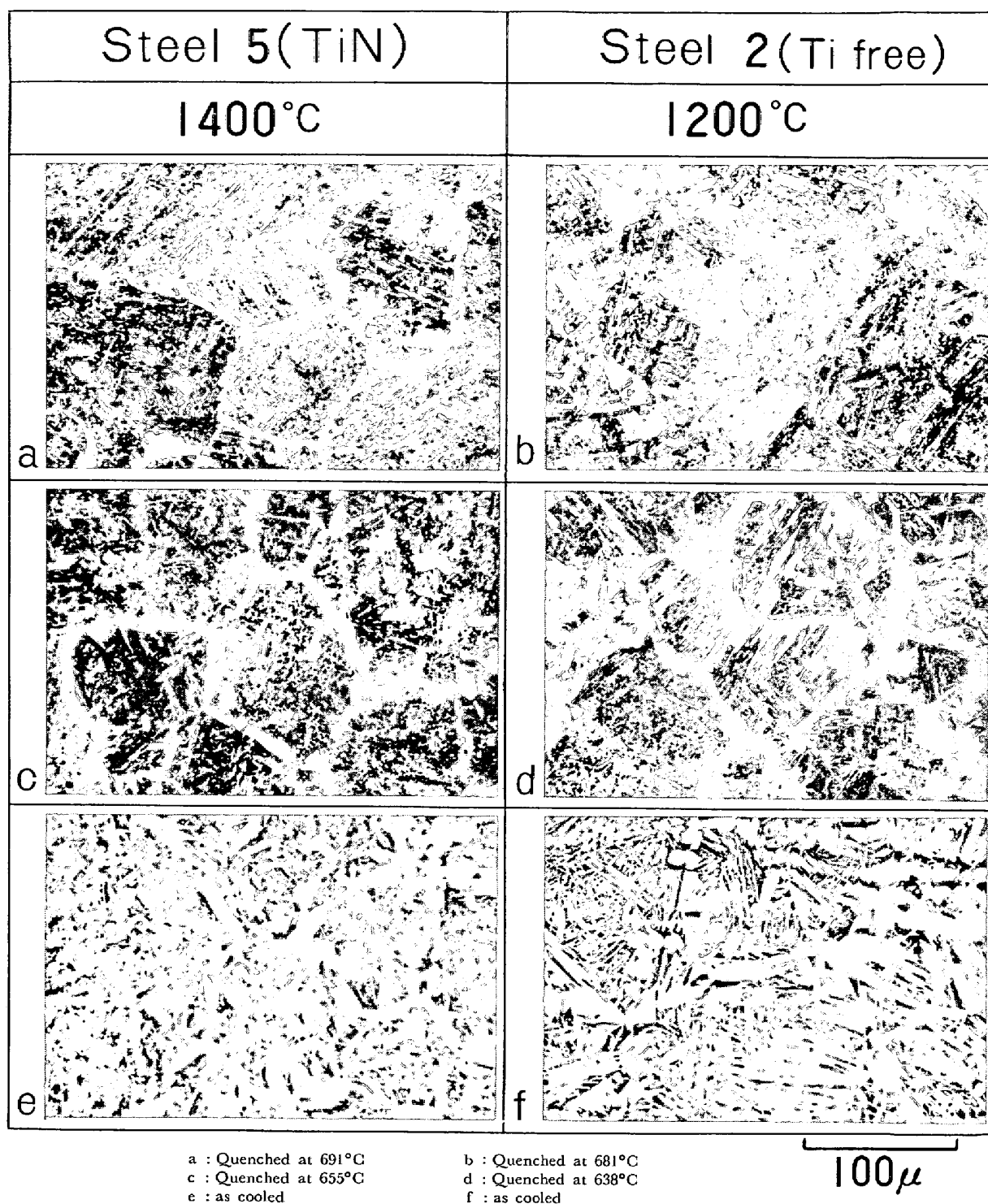


Photo. 3. Comparison of transformation behaviors in cooling at R1 between steel 5 and 2 with same austenite grain size.

外に TiN の影響があるか否かを検討するため、含 TiN 鋼 5 の 1400°C における d_T と同一の粒径をもつ比較鋼 2 の 1200°C からの CCT 図を作り、両者を比較した。

Fig. 10 にその結果を示す。

d_T を同一にしても、含 TiN 鋼 5 のフェライトノーズ

は比較鋼 2 より短時間側にあり、同一冷却条件下においても含 TiN 鋼の方が F_p 量が多い。すなわち、微細 TiN はオーステナイト粒成長阻止以外に、変態挙動にも影響を及ぼしていると考えられる。

そこで Fig. 10 の冷却条件 R1 の変態途中の温度か

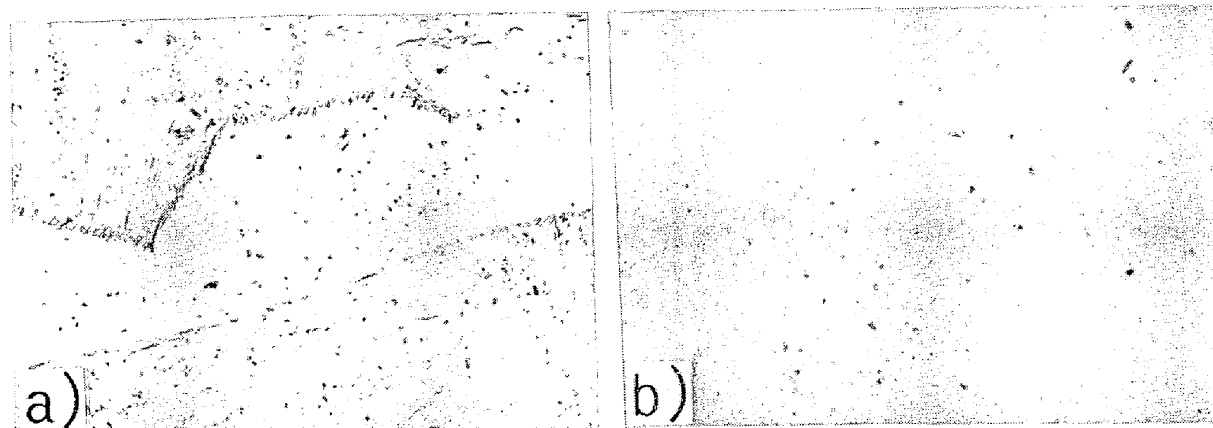


Photo. 4. Fine TiN precipitates in ferrite appeared at grain boundary (a) and inside of a grain (b) in Photo. 3 (c).

ら試料を急冷し、その組織の数例をPhoto. 3に示した。

急冷温度は、両鋼のアシキユラーフェライト (F_A) 変態開始直前と F_A 変態途中である。Photo. 3 (a) (b) に示す F_A 変態開始直前では、含 TiN 鋼5のオーステナイト粒界のほぼ全面が初析フェライトに変態しているのに対し、比較鋼2のそれは一部未変態のままである。(c)(d)に示した F_A 変態途中では、含 TiN 鋼5の初析フェライトの一部は粒内に向つて成長し F_A に変態するが、多くは F_p のままである。さらに、オーステナイト粒内から多数の細粒フェライトが析出していることは注目に値する。

他方、比較鋼2のオーステナイト粒界のフェライトは粒内に向かつて長く伸び、粒内におけるフェライトの析出は少ない。このような変態挙動の差が室温での組織(e)(f)の差となつて現われ、含 TiN 鋼5では比較鋼2より F_p が多く、 F_A が少ない結果となつている。

このような変態挙動の差は、含 TiN 鋼において析出した TiN がフェライト核の生成場所を提供しているためと考えられるので、フェライトと TiN の析出との関係を調査した。

Photo. 4 (a)は Photo. 3 (c) のオーステナイト粒界で変態した初析フェライト部に相当し、(b)はPhoto. 3 (c)のオーステナイト粒内に析出した F_p に相当するカーボン抽出法による電子顕微鏡写真である。これらのフェライト内部には周囲のマルテンサイトと比べ TiN の析出が圧倒的に多い。変態前の 750°C から急冷した試料においても、TiN のこのような偏在型析出は明確に観察された。さらに、Fig. 11 は 1400°C からの冷却途中に種々の温度から急冷した場合の析出 TiN 量を示す。冷却途中の TiN の析出は A_{C_3} 点までのオーステナイト域で生じ変態開始後はほとんど析出していない。

以上の結果から、 1400°C で未溶解の TiN および冷却途中のオーステナイト域で再析出した TiN の分布の密な場所が、粒内フェライト核の発生位置であると考えられる。このように、TiN はオーステナイト粒成長阻止作用以外に、フェライト変態促進作用をもち、変態核

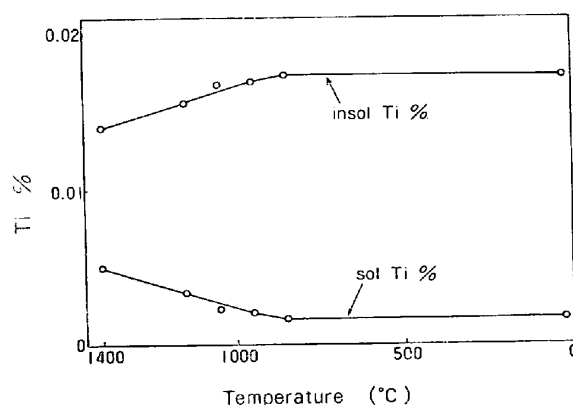


Fig. 11. Reprecipitation phenomena of TiN during cooling in synthetic welding thermal cycle in steel 5 (cooling rate: R1).

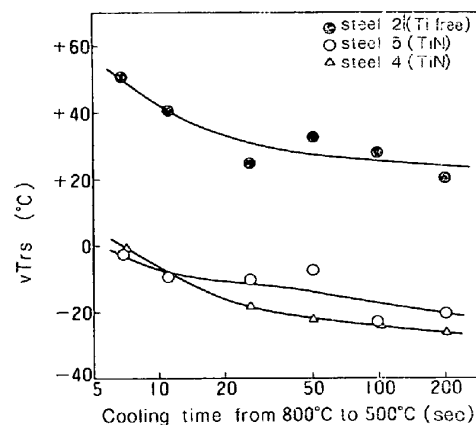


Fig. 12. Impact transition temperatures as a function of cooling time from 800°C to 500°C (max. heating temperature: 1400°C).

を増加させ、 F_p の量を多くすることによりボンドの組織を細かくしていると考えられる。

3.3 微細 TiN により細粒化された鋼のボンド靱性

微細 TiN によるオーステナイト粒成長阻止とフェライト変態促進の両作用によつて、大入熱溶接時のボンドをフェライト・パーライト主体の組織にすることが可能になった。このときのボンド靱性を検討するため、再現熱サイクル試験を行なった。

3.3.1 ボンド靱性の冷却速度依存性

高張力鋼の現行溶接の大部分は小、中入熱の多層盛溶接であり、そのボンドは多重熱サイクルを受けている。しかし、全板厚を一層で溶接する大入熱溶接では1回だけの熱サイクルであるので、再現熱サイクル試験結果は実際溶接と比較的よく対応するものと考えてよい。

Table 1 の鋼 2, 4, 5 について、 1400°C から種々の速度で冷却して再現熱サイクル衝撃試験を行ない破面遷移温度 vT_{rs} と冷却速度の関係を求めた。その結果を Fig. 12 に示す。

板厚 25 mm における 代表的 大入熱溶接の ボンドの $800\sim 500^{\circ}\text{C}$ 間の冷却時間を板厚中央で実測し、Table 2 に示した。これらの冷却条件を含む冷却速度の全範囲で含 TiN 鋼 4 および 5 は比較鋼 2 に比べ vT_{rs} は低温であり、きわめてよい靱性を示している。

含 TiN 鋼 5 の 1400°C における d_f と同一になるように、鋼 2 を 1200°C に加熱し、その vT_{rs} の冷却速度依存性を調べた。Fig. 13 にその結果を示す。 d_f が同一でもその靱性は大きく異なり、含 TiN 鋼 5 の方が靱性は優れている。

3.3.2 靱性の最高加熱温度依存性

Fig. 2 の昇温曲線 A により昇温し、 $800\sim 500^{\circ}\text{C}$ 間の冷却時間 96 sec (板厚 25 mm 鋼板に入熱 100 kJ/cm の片面一層 SAW したときのボンドの冷却に相当) で冷却したときの最高加熱温度と靱性の関係を Fig. 14 に示す。 d_f が小さく、フェライトが多い (Z_w が少ない) ほど vT_{rs} は低温を示し、含 TiN 鋼の方が比較鋼よりきわめてよい靱性を示すことがわかる。

3.3.3 靱性の破壊単位依存性

一般に靱性は、合金組成、組織のほか破壊単位の要因も複雑にからみあつて決定される。

Fig. 12, 13 あるいは 14 を統一的に解釈するために -196°C におけるシャルピー破面を走査型電子顕微鏡で調査した。その代表例を Photo. 5 に示す。ヘビーティアライン (heavy tear line) で囲まれた部分が破面単位であると仮定すれば、Photo. 5 の鋼 5, 鋼 2 の最高加熱温度 1200°C 、鋼 2 の最高加熱温度 1400°C の順に破面

Table 2. Cooling time in transformation range in various welding processes.

Welding process	Heat input	Cooling time from 800°C to 500°C
SAW	144 kJ/cm	244 sec
EGW	200 kJ/cm	116 sec
SESW	420 kJ/cm	145 sec

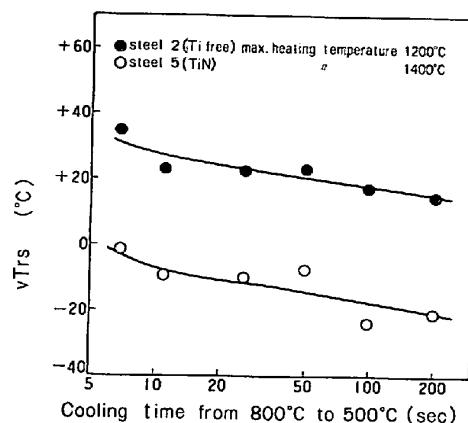


Fig. 13. Impact transition temperatures as a function of cooling time from 800° to 500°C in steel 2 and 5 with same austenite grain size.

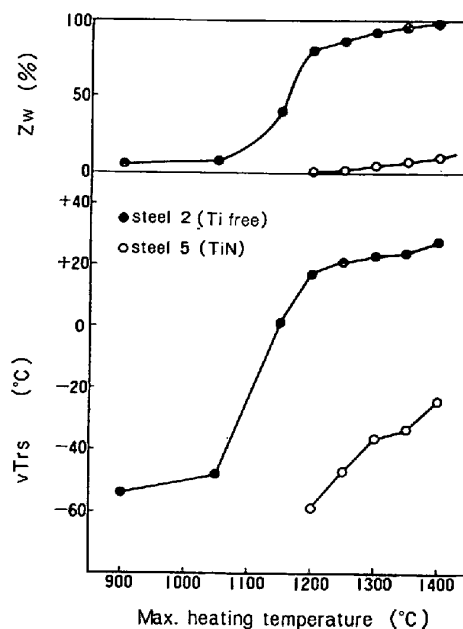


Fig. 14. Change of microstructure and vT_{rs} with maximum heating temperature in steels 2 and 5.

単位は大きくなり、 vT_{rs} はこの順に高くなる。このことから、靱性はシャルピーの破面単位によつて説明できる可能性を示している。しかし、すべてのヘビーティアラインが靱性に対し等価な効果をもたないことは、すで

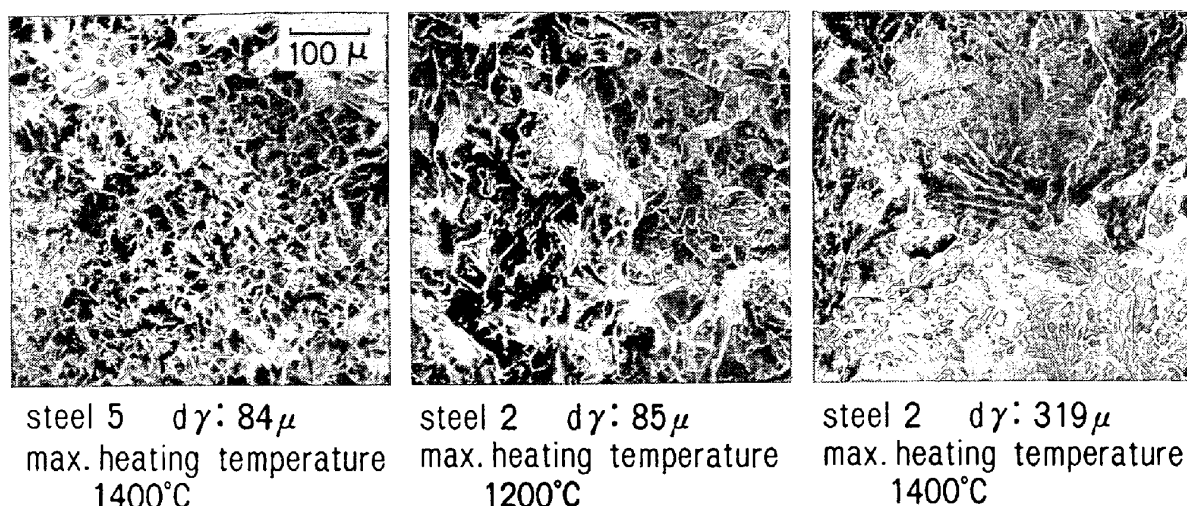


Photo. 5. An example of fracture appearance.
(cooling time from 800° to 500°C is 96 sec).

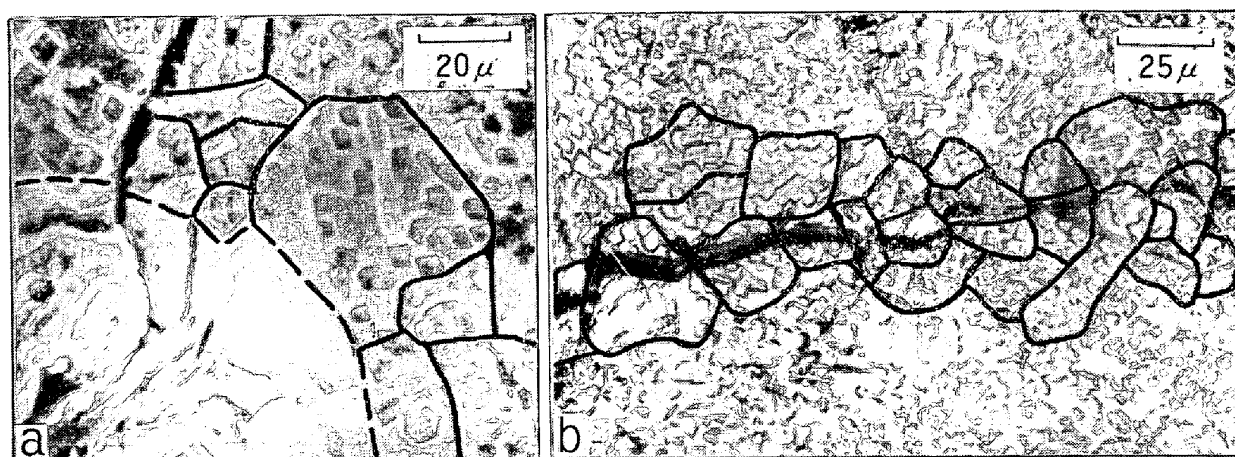


Photo. 6. Relation between heavy tear line in fracture surface (a) or subcrack (b) in charpy impact specimen and effective grain size determined by etch pit method.

に報告されており⁹⁾, さらに, Photo. 5 から破面単位の大きさを定量化することも難しい。

そこで {100} 結晶面を小さい角度で共有する範囲は脆性破壊における破壊の単位であると新たに仮定し, その範囲をエッチピットにより確認し, シャルピーの破面や, シャルピーのサブクラックとの対応を検討した. その一例を Photo. 6 に示す。

これらの結果から明らかなように, シャルピーのメインクラックである破面やサブクラックも, エッチピットにより一領域と確認される部分とよく対応している。

Fig. 15 は, エッチピットにより一領域と確認できる大きさの平均粒径を d_e とし, Fig. 12, 13, 14 の靱性試験の結果を PETCH の関係で整理しなおしたものである。

v_{Trs} と d_e の間に, きわめてよい相関性が認められる. Fig. 15 において勾配のゆるやかな直線部分は, F_A

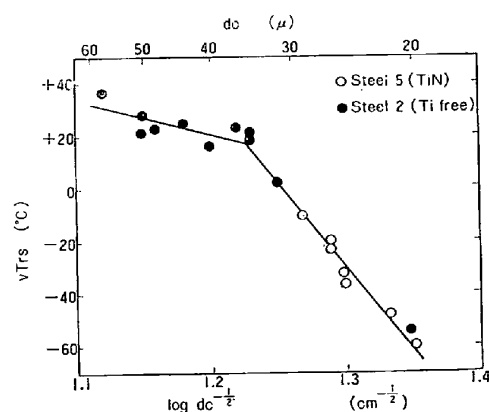


Fig. 15. Relation between v_{Trs} of synthetic heat affected zone and effective grain size (d_e).

を主体とする組織の場合であり, 勾配の急な部分は, F_p を主体とする場合である. 含 TiN 鋼のボンド靱性と破

Table 3. Mechanical properties of quenched and tempered 60 kg/mm² high strength steels (32 mm thick).

Steel	T. S kg/mm ²	Y. P kg/mm ²	El. %	R. A %	Bend	$\sigma_{\text{E-20}}$ kgm	$\sigma_{\text{E-40}}$ kgm	σ_{Trs} °C
HT 60 S	64.2	52.3	28	68	Good	21.8	17.5	-71
HT 60	64.8	51.7	28	69	"	14.6	10.0	-62

壊単位の相関性は、Ti を含まない鋼 2 の F_p の場合に、見掛上全く一致していることは注目に値しよう。したがって、含 TiN 鋼 5 と比較鋼 2 のボンド靱性の差は、両鋼の破壊単位の大きさの違いによるものであり、この破壊単位の大きさの差は TiN によるオーステナイト粒成長阻止と、TiN による粒内フェライト変態促進作用の二重の機構によるものと結論される。

3.4 微細 TiN の利用による実用大入熱溶接用鋼

以上の研究結果にもとづいて開発された、微細 TiN 利用の大入熱溶接用 40, 50, および 60 kg/mm² 級鋼は、すでに多くの製造実績あるいは使用実績を有するにいたっており、この鋼板にマッチした溶接材料の研究も終了した。微細な TiN を含有した鋼の製造方法およびその材質の詳細あるいは溶接材料については、いずれ別に報告する予定であるが、ここでは一例として 60 kg/mm² 級鋼 (HT60S) の材質の要点を述べる。

(1) HT60S および通常の 60 kg/mm² 級鋼 (HT 60) の板厚 32 mm 鋼板の調質後の機械的性質を Table 3 に示す。HT60S の組成上の特徴は、HT60 に Ti が添加されているのみである。

(2) HT60S および HT60 の各種溶接法 (手溶接, SAW, EGW, SESW) による溶接継手の引張強さ σ_B (長標点) およびそのボンド部の靱性 (σ_{Trs}) を、ボンド部の 800~500°C 間の冷却時間で整理し、Fig. 16 に示す。図の上段には溶接法とその入熱を示した。

両鋼ともボンドの冷却速度が小となるほど溶接継手の引張強さは低下するが、試験した全入熱領域で 62 kg/mm² 以上の引張強さを有し、60 kg/mm² 級鋼としての継手強さを示している。

(3) ボンド靱性について見れば、HT60S は比較鋼に比べ全入熱領域でよい靱性を示し、片面一層の SAW, EGW, SESW 法による大入熱溶接時のボンド靱性は、比較鋼の小入熱範囲のそれに匹敵するよい靱性である。

なお、Fig. 16 は、Fig. 12 (あるいは 13) のボンド靱性と冷却速度の関係を示す傾向と異なる。この理由は両図の冷却速度の大なる領域の組織が異なるためである。すなわち、後者では再現熱サイクル装置による単一熱サイクル後の結果であり、冷却速度の大なる領域ではマルテンサイトあるいはベイナイトの靱性である。Fig.

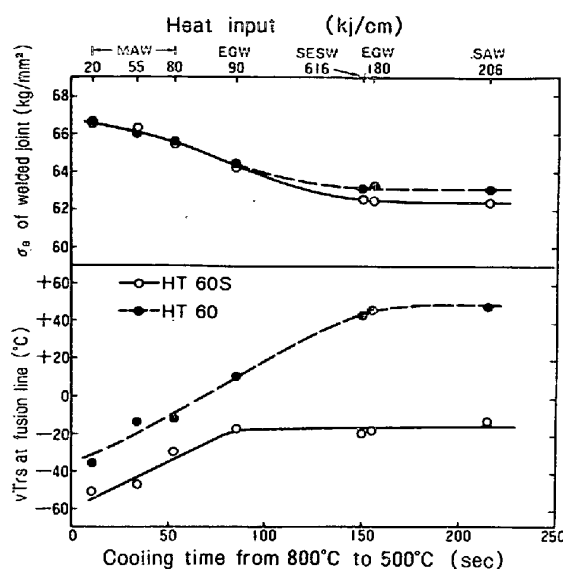


Fig. 16. Relation between strength and toughness of welded joint and cooling rate at fusion line.

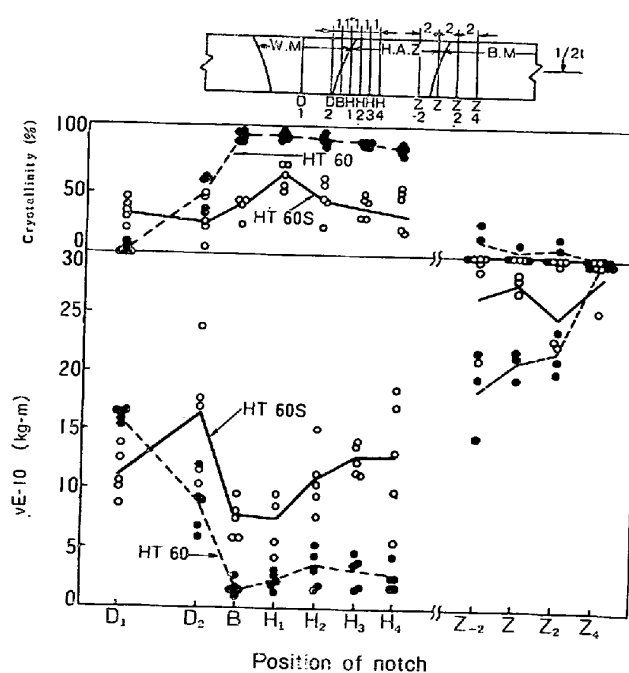


Fig. 17. 2 mmV notch charpy test results at various notch positions of sub-merged arc welded joint in 60 kg/mm² high strength steels with TiN (HT60S) and without TiN (HT60).

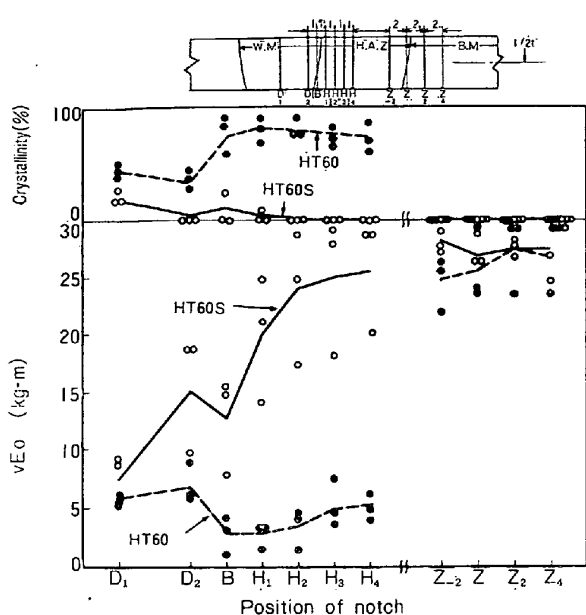


Fig. 18. 2 mm V notch charpy test results at various notch positions of electro gas welded joint.

16 の冷却時間 80 sec 以下の場合には、それらの溶接が多層盛であるため、後続ビードにより焼もどしを受けた焼もどしマルテンサイトもしくは焼もどしベイナイトの靱性であり、後者の靱性が前者のそれより良好となるからである。

Fig. 17 は大入熱溶接の 1 例である片面一層の SAW (入熱 206 kJ/cm) 継手の継手各位置の靱性 (vE_{-10}) を示す。HT60S は比較鋼に比べ各位置で高い吸収エネルギーを示し、日本溶接協会による HW50 ($\sigma_y \geq 50 \text{ kg/mm}^2$) 鋼板の鋼種認定基準である $vE_{-10} \geq 4.8 \text{ kgm}$ を溶接部各位置が充分に満足している。

Fig. 18 はエレクトロガス溶接 (入熱 188 kJ/cm) の継手各位置における靱性 (vE_0) を示したものである。HT60S は比較鋼に比べ、はるかに高い靱性を示している。

(4) 構造物の破壊とより密接な関係がある大型脆性破壊試験を溶接ボンドに対し行なつた。

脆性破壊発生試験として、Deep Notch, Wells および角変形付表面切欠引張の各試験を、また脆性破壊伝播停止試験として、Fig. 19 に示す改良型 ESSO 試験を実施した。

Fig. 20 は、片面一層 SAW ボンド部の脆性破壊伝播停止試験の結果である。衝撃試験の結果と同様、HT60S は比較鋼に比べきわめて良好な破壊靱性 (K_{IC}) を示す。

前記の脆性破壊発生試験結果も、伝播停止特性と同様に、HT60S は比較鋼に比べ良好な破壊靱性を示してい

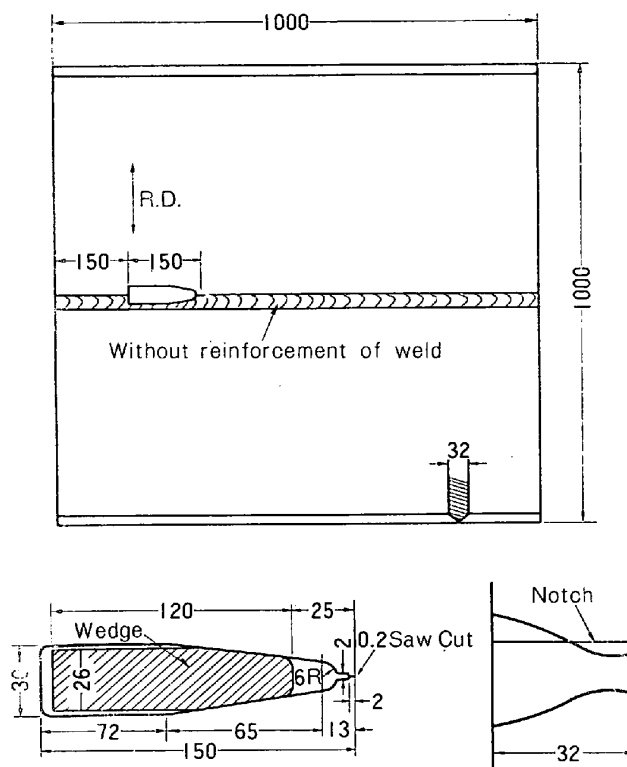


Fig. 19. Modified ESSO specimen.

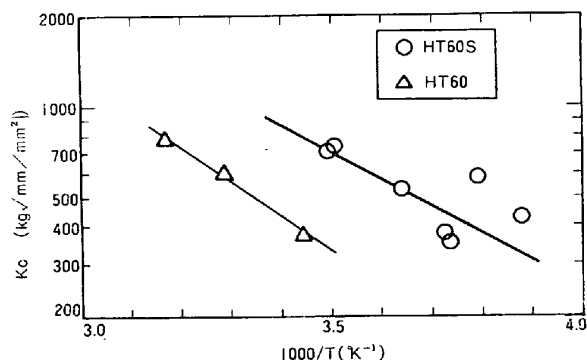
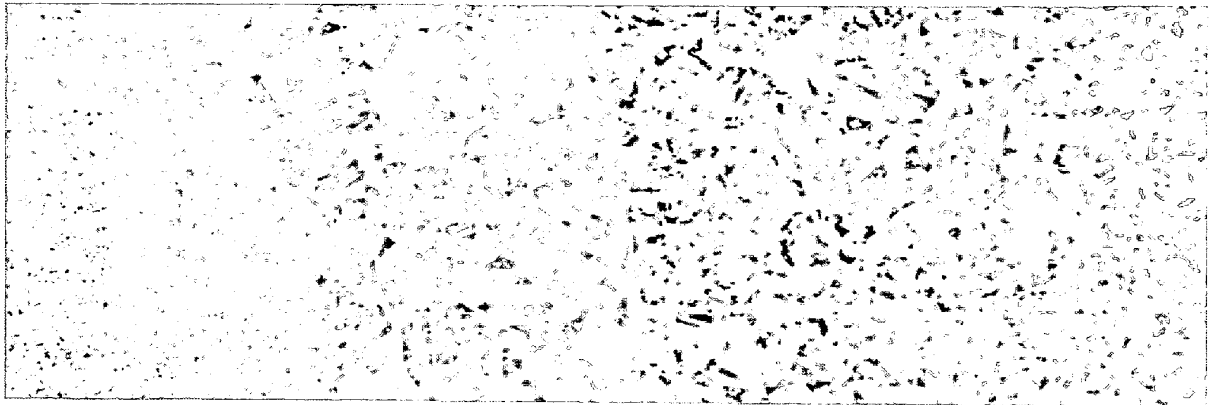


Fig. 20. Temperature dependence of K_{IC} value (modified ESSO test).

る。

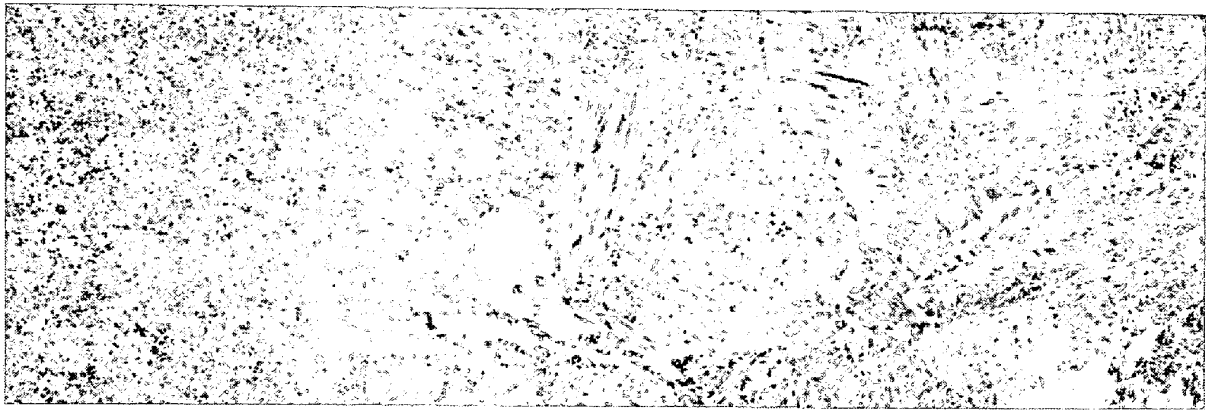
(5) Photo. 7 は、上記片面一層の SAW ボンド近傍の光学顕微鏡組織である。HT60S のボンドは、細粒フェライト・パーライト組織であり、比較鋼は中間段階組織である。両鋼の組織差は光学顕微鏡によらなくとも、溶接部のマクロエッチを肉眼観察するだけで容易に識別できるほど顕著である。すなわち、比較鋼の場合には、ボンド部に明らかな粗粒域が認められるが HT60S には、そのような粗粒域が認められない。このような現象は他の大入熱溶接法のボンドについても同様である。

HT60S (TiN)



Weld metal →

HT60 (Ti free)



Weld metal →

200 μ

Photo. 7. Optical micrograph of fusion zone of sub-merged arc welded joint.

4. 結 言

(1) 片面一層潜弧溶接, エレクトロガス溶接, 消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接などの大入熱一層溶接のボンド組織を, 微細 TiN を利用することにより従来の粗粒中間段階組織から細粒フェライト・パーライトに変え, 大入熱溶接ボンド部の靱性を大きく改善することに成功した.

(2) 微細 TiN は, オーステナイト粒成長阻止能力をもつ. 1400°C でのオーステナイト粒径 d_T は

$$d_T = K(r/f)$$

で説明でき, 1400°C 未溶解の 0.05μ 以下の TiN 量が多いほど, また未溶解析出物が小さいほどオーステナイト粒は小さい.

(3) 微細 TiN は, オーステナイト粒成長阻止能力をもつ以外にフェライト変態を促進する. すなわち, 冷却

変態前に密集して存在する TiN 群がポリゴナルフェライト核発生場所となり, 変態生成物はさらに微細化する.

(4) その結果, $\{100\}$ 結晶面をほぼ同じくする脆性破壊単位が小となり, 含 TiN 鋼の大入熱溶接後のボンド靱性を大きく改善する.

(5) この微細 TiN の二つの機構を利用し, 実際生産における 60 kg/mm^2 級の実用鋼について, 小入熱から大入熱にいたるあらゆる溶接のボンド靱性を改善することができた.

本研究の遂行にあたり, 熱心に御協力御指導頂いた当研究所の上司および各研究グループ, また現場製造技術の研究に多大の御協力と努力をされた当社広畑製鉄所, 君津製鉄所および本社関係各部に対し, 深謝と敬意を表します.

文 献

- 1) Vanity 鋼, 米国 Navy, spec. 4835

-
- 2) 木原ら: 高張力鋼の溶接, 溶接叢書第 21 巻 (1958), p. 36 [溶接ニュース出版局]
 - 3) 八幡製鉄編: 高張力鋼デザインマニュアル (共通編) (1964), p. 193 [理工図書]
 - 4) 尾上ら: 鉄と鋼, 60 (1974) 8, p. 1144
 - 5) 川村ら: 鉄と鋼, 60 (1974) 11, p. 316
 - 6) C. ZENER: Trans. AIME, 175 (1948), p. 45
 - 7) T. GLADMAN: Proc. Roy. Soc. A., 294 (1966), p. 298
 - 8) N. E. HANNERZ and F. DE KAZINCZY: JISI, 208 (1970) 3, p. 475
 - 9) 日本鉄鋼協会・日本金属学会: 鋼の強靱性 (1971), p. 47~66 [クライマックスモリブデン社]
-