

780MPa級鋼の母材と再現HAZの 強度・靱性に及ぼすTi, Nの影響

長谷川 俊永*・富田 幸男*

Influence of Ti and N on Strength and Toughness of 780MPa
Class Steels and Their Simulated HAZ Toughness

Toshiei HASEGAWA and Yukio TOMITA

Synopsis : Influence of Ti and N on strength and toughness of base plate and HAZ in 780MPa class steels with ultra-heavy thickness of over 150mm was examined using a thermal-cycle simulator.

(1) Relationship between Ti content and mechanical properties of the base plate under as-quenched condition varies depending on N content. While, toughness of medium-N steels (N=40ppm) is improved by adding Ti due to microstructural change, toughness of low-N steels (N=20ppm) deteriorates with increasing Ti content due to precipitation hardening by TiC.

(2) Influence of Ti and N on simulated HAZ toughness is more significant for double cycle condition than that for single cycle. Ti addition gives remarkable improvement in simulated HAZ toughness of the medium-N steels for double cycle condition. On the other hand, simulated HAZ toughness of the low-N steels deteriorates with increasing Ti content. The governing factors of the simulated HAZ toughness in double-cycle condition are the same as those of the toughness of base plate.

(3) It is concluded that the low-N steel without Ti addition and medium-N steels with Ti addition of 0.005~0.01% attain both high simulated HAZ toughness and high strength and toughness of base plate.

Key words : high strength low alloy steel; quenched and tempered steel; thick steel plate; heat affected zone (HAZ); microalloying.

1. 緒言

海洋構造物の一種であるジャッキアップリグのラックには厚さが150mmを超える引張強さが780MPa級の極厚調質高張力鋼板が使用され¹⁾、過酷な使用条件にさらされるため要求特性も厳しい。このような極厚調質高張力鋼板における材質上の課題の一つに焼入れ時の冷却速度が小さい板厚中心部における強度・靱性の確保がある。従来はNi等の合金元素量の増加により鋼の焼入性を高めることで対処されてきた²⁾。一方、溶接熱影響部(HAZ)靱性向上のためには母材の強度・靱性確保の観点とは独立に鋼の焼入性の最適化が必要であり、焼入性が過剰な場合には靱性はむしろ劣化する²⁾。極厚鋼板の場合には、焼入れ時の板厚中心部の冷却速度が通常の潜弧溶接におけるHAZの冷却速度に比べてかなり遅いことから、母材特性向上のみを目的として合金元素量を高めることはHAZ靱性の観点からは必ずしも好ましくなく、極厚鋼板においては母材特性とHAZ靱性との両立が大きな課題となる。

本報告では、微量元素としてのTiの有効利用によりNi等の合金元素の増加に頼らずに母材の強度・靱性の向上を図り、

母材特性とHAZ靱性とを両立させることを目的として、780MPa級鋼の母材強度・靱性およびHAZ靱性に及ぼすTi, Nの影響を高周波誘導加熱による再現試験で検討した。

2. 実験方法

2・1 供試鋼

供試鋼は小型真空溶解炉により溶製した。化学組成をTable 1に示す。極厚780MPa級鋼としてはNi量を約2%と比較的低く抑えた上で、著者らの以前の研究²⁾に基づいて、入熱が4~5kJ/mm程度の潜弧溶接におけるHAZ靱性が最も良好となる合金組成をベースとしたB添加鋼において、N量を約20ppmと40ppmの2水準とし、各々のN量についてTiを無添加~約0.01%の範囲で変化させた。鋼塊を1250°Cで2h加熱した後、板厚13mmに熱間圧延したものを素材とした。

2・2 母材の引張試験、シャルピー衝撃試験

各素材の板厚中心部から長手方向が圧延方向に平行になるように12mm×12mm×55mmの寸法の試験片を採取し、高周波誘導加熱により板厚150mmの鋼板に焼入れ焼戻し処理を施した場合の板厚中心部の熱履歴を再現した熱サイクル

Table 1. Chemical compositions of steels tested. (mass%, *ppm)

steel	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ti	Al	B*	N*
A 1	0.08	0.13	1.43	1.94	0.79	0.61	0.48	0.03	0.002	0.047	13	21
A 2	0.08	0.13	1.45	1.94	0.79	0.60	0.48	0.03	0.007	0.047	13	23
A 3	0.08	0.12	1.43	1.98	0.79	0.61	0.48	0.03	0.011	0.044	13	26
B 1	0.08	0.12	1.24	1.99	0.79	0.62	0.49	0.03	<0.002	0.041	11	36
B 2	0.09	0.12	1.23	2.00	0.79	0.61	0.49	0.03	0.006	0.042	11	39
B 3	0.09	0.12	1.21	2.05	0.79	0.62	0.49	0.03	0.011	0.043	12	39

(P, S ≤ 0.003mass%)

ルを与えた。すなわち、焼入れは加熱温度を880°Cと93°Cの2水準とし(保持時間1h)、冷却条件は800°Cから500°Cまでの平均冷却速度が1.2°C/sとなるように制御した。焼戻し条件は加熱温度が630°Cで1h保持後放冷の一定条件とした。

焼入れままおよび焼入れ焼戻し後の素材から熱サイクルを受けた領域が中央部となるように平行部の直径が4mm、長さが8mmの丸棒引張試験片を加工し、引張試験に供した。同様に熱処理後の試験片から2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を加工し、衝撃試験に供した。

2・3 再現HAZシャルピー衝撃試験

母材特性の調査と同様、高周波誘導加熱により溶接再現熱サイクルを与えた。熱サイクル条件は、最高加熱温度が1400°Cの単一熱サイクルと、この単一熱サイクルを1次熱サイクルとして、さらに最高加熱温度が900°Cの2次熱サイクルを付与した二重熱サイクルの2種類とした。この二重熱サイクルは一般的に780MPa級鋼の多層盛溶接HAZ韌性が最も劣化するA_{C3}変態点直上のオーステナイト(γ)単相域に再加熱された粗粒組織²⁾を再現するためのものである。いずれの熱サイクルも、室温から最高加熱温度までの昇温時間は22s、保持時間は1sで、冷却条件は800°Cから500°Cまでの冷却時間(Δt_{8/5})で30s(入熱4~5kJ/mmの潜弧溶接条件に相当)とした。

2・4 組織観察と析出物分析

シャルピー衝撃試験後の試験片の脆性破面近傍の断面のピクラー腐食組織を光学顕微鏡により観察した。組織観察部のビッカース硬度測定も行った(荷重10kgf)。また、鋼の焼入れ性に及ぼすBの分布状態の影響を調査するため、母材、再現HAZ用の各熱サイクルの加熱段階から水冷した試験片を用いてα-track法³⁾によるBの分布状態の観察も行った。さらに、熱サイクルが付与された位置から電解抽出残渣を採取して析出物の分析を行った。

3. 実験結果

3・1 母材特性

Fig. 1に加熱温度が930°Cの場合の母材の強度、韌性(50%破面遷移温度:FATT)とTi量との関係を示す。Fig. 2には加熱温度が930°Cの焼入れまま材の光学顕微鏡組織を示す。なお、加熱温度が880°Cの場合の強度・韌性とTi量との関係および組織は930°C加熱の場合とほぼ同様であった。焼

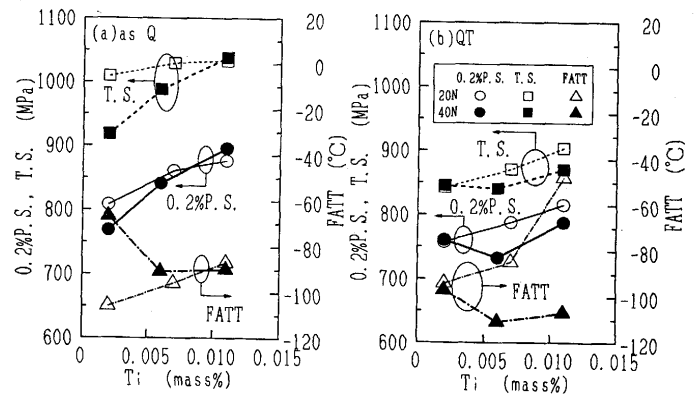


Fig. 1. Tensile properties of base plate. (Quenching temperature=930°C)
(a) as Q (b) after tempering

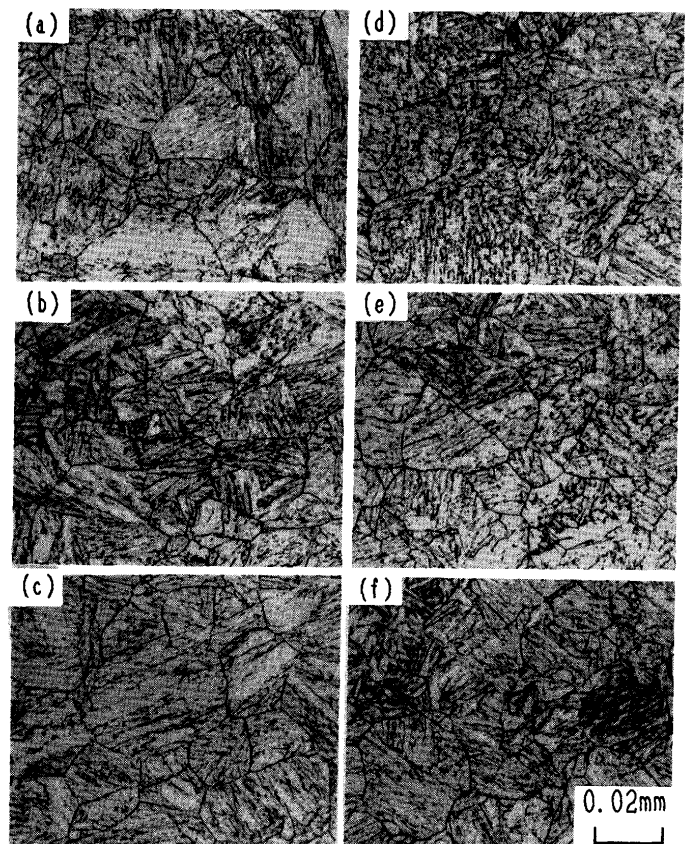


Fig. 2. Optical microstructures of base plate for as-quenched condition. (Quenching temperature=930°C)
(a) Steel A1 (0Ti-21N) (b) Steel A2 (0.007Ti-23N) (c) Steel A3 (0.011Ti-26N)
(d) Steel B1 (0Ti-36N) (e) Steel B2 (0.006Ti-39N) (f) Steel B3 (0.011Ti-39N)

入れまま材の場合 (Fig. 1 (a)), N量が約20ppmの鋼A1～鋼A3 (以降低N材), N量が約40ppmの鋼B1～鋼B3 (以降中N材) ともTi量の増加にともなって強度は上昇する。Ti量の増加による0.2%耐力 (0.2%P.S.) の上昇量はN量によって大きな差はないが, 引張強度 (T.S.) の上昇量はN量により顕著な差があり, 低N材ではTiの増加によるT.S.の上昇はほとんど認められないのに対して, 中N材ではTi量の増加にともなってT.S.は顕著に上昇する。

一方, 焼入れまま材の靱性に対するTiの影響はN量によってその傾向が全く異なる。低N材ではTi量の増加にともなってFATTは上昇するのに対し, 中N材では逆に低下する。すなわち, 中N材においてはTiの添加により強度と靱性とが同時に向上する。

Fig. 2の焼入れまま材の光学顕微鏡組織を比較すると, 低N材ではほぼTi量によらずマルテンサイト主体組織であるが, 中N材の組織形態はTi量に依存し, Ti無添加ではほぼ全面上部ベイナイト組織であるのに対して, Ti量が増加するにともなって上部ベイナイトの割合が減少し, Tiが0.011%添加された鋼B3では低N材とほぼ同様のマルテンサイト主体組織となる。

焼戻し後の強度は0.2%P.S., T.S.とも焼入れままに比べて低下するが, 特にT.S.とTi量との関係は焼入れまま材と異なる傾向を有し, 中N材では, T.S.はTi量によらずほぼ一定であるのに対して, 低N材ではTi量の増加にともなって上昇する。

焼戻し後の靱性に関しては, 若干ばらつきはあるもののTi量との関係は焼入れまま材とほぼ同様であり, 靱性はTi量の増加にともなって低N材では劣化し, 中N材では向上する。ただし, 焼入れまま材に比べてTi量の増加にともなう低N材の靱性劣化量は増加し, 中N材の靱性向上量は減少する。

Fig. 3に焼入れまま材と焼入れ焼戻し材における強度 (T.S.) - 靱性 (FATT) バランスを示す。なお, Fig. 3の結果

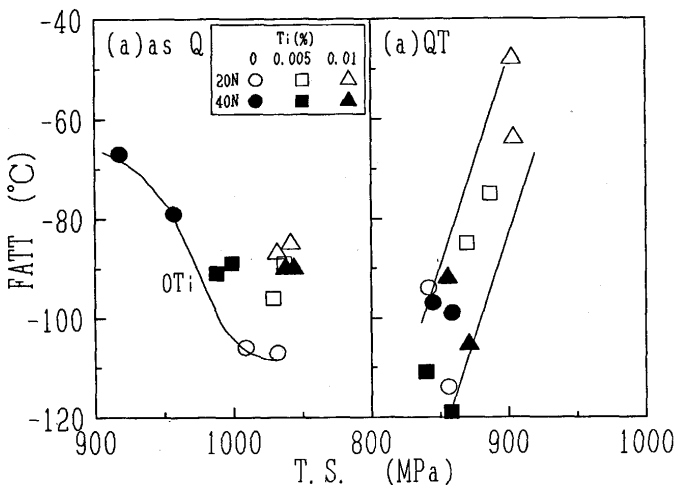


Fig. 3. Relationship between tensile strength and FATT. (a) as Q (b) after tempering

は, 加熱温度が880°C, 930°C両条件の結果を含んでいる。焼入れまま材においては, T.S.の上昇にともなって靱性が向上する傾向が認められるが, 同一T.S.で比較した場合, Ti添加材の靱性はTi無添加材よりも劣化している。一方, 焼入れ焼戻し材においては, T.S.-FATTバランスに対してTi量の影響は明確には認められず, FATTはT.S.の上昇にともなってほぼ直線的に上昇する。

3・2 再現HAZ靱性

Fig. 4に再現HAZ靱性 (FATT) およびビッカース硬さ (HV) とTi量との関係を示す。粗粒組織を再現した単一熱サイクル材において (Fig. 4 (a)), 硬さはTi量, N量によらずほぼ一定であるが, 靱性はN量によって異なる。すなわち, 低N材の再現HAZ靱性はTi量の増加にともなって劣化するが, 中N材の再現HAZ靱性はTi量の影響がほとんど認められない。靱性レベルはいずれのTi量でも中N材の方が良好である。

Fig. 4 (b)に示す二重熱サイクル材の場合, 硬さは低N材, 中N材ともTi量増加にともなって大幅に上昇するが, いずれのTi量でも低N材の硬さの方がHVで40以上高い。靱性は母材の焼入れままと同様, Ti量の増加にともなって, 低N材では劣化し, 中N材では向上する。

Fig. 5に2重熱サイクル材の光学顕微鏡組織を示す。1次熱サイクルで形成された粗粒 γ の粒界に微細な γ が形成された特徴的な混粒組織となっている。2重熱サイクル材の γ 粒径は平均的には単一熱サイクル材よりも微細であるため焼入れ性が低下しており²⁾, 単一熱サイクル材よりも変態温度の高い組織となっている場合が多い。組織の変化は中N材で顕著で, Ti無添加材では上部ベイナイトが主体で硬さも低くなっているのに対して, Ti量の増加にともなって上部ベイナイトの割合は減少し, Ti量が最も高い鋼では上部ベイナイトのほとんどない下部ベイナイトとマルテンサイトとの混合組織となる。低N材の場合はTi量による組織変化はほとんど認められず, いずれのTi量でもマルテンサイト主体組織となっている。なお, 単一熱サイクル材の組織は省略するが, Ti, N量によらずいずれもほぼマルテンサイト单相組織であった。

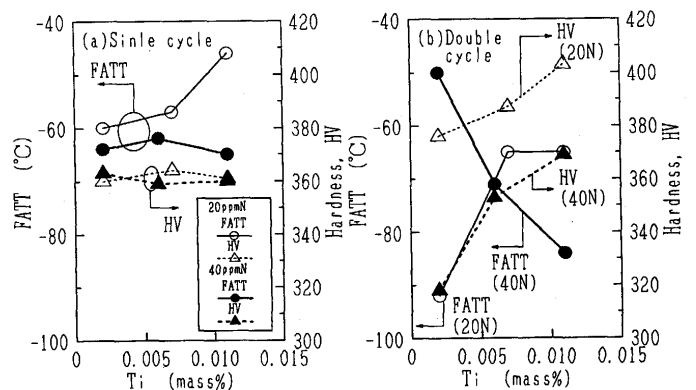


Fig. 4. Influence of Ti and N content on simulated HAZ toughness and hardness. (a) single cycle (b) double cycle

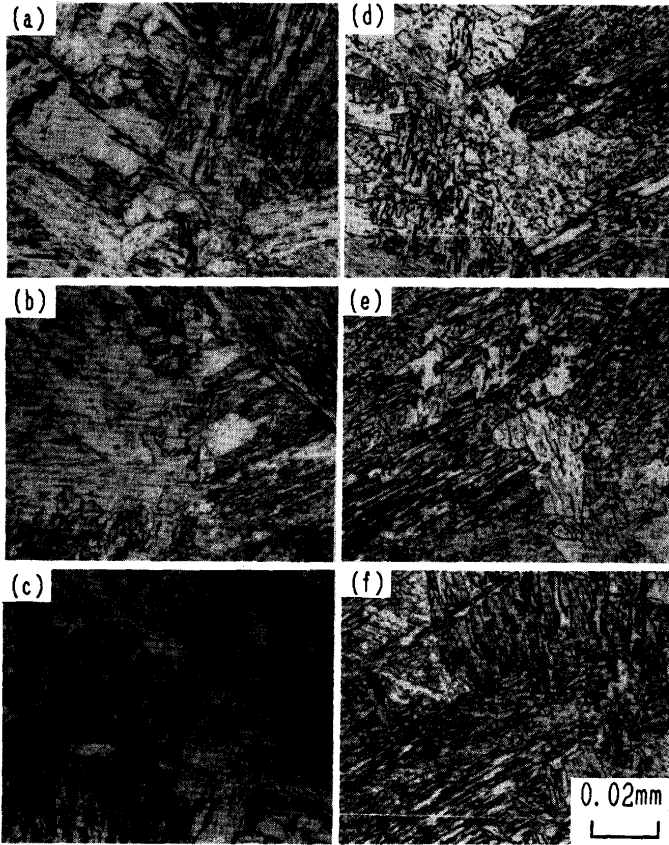


Fig. 5. Optical microstructures of simulated HAZ with double cycle.
 (a)Steel A1 (0Ti-21N) (b)Steel A2 (0.007Ti-23N) (c)Steel A3 (0.011Ti-26N)
 (d)Steel B1 (0Ti-36N) (e)Steel B2 (0.006Ti-39N) (f)Steel B3 (0.011Ti-39N)

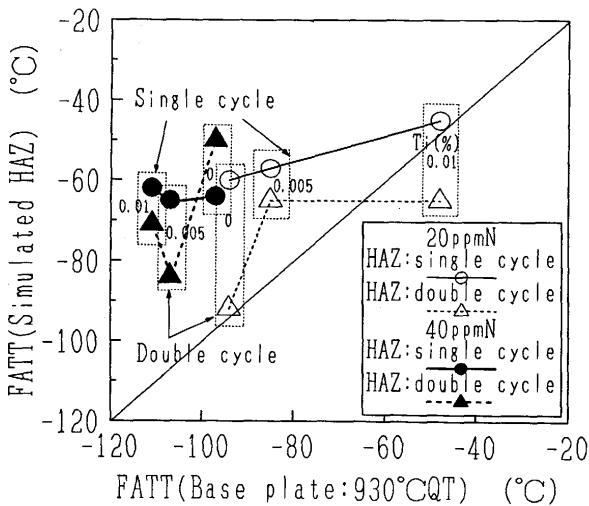


Fig. 6. Relationship between FATT of base plate with tempering and simulated HAZ toughness.

Fig. 6 に焼入れ焼戻し材の母材靱性 (加熱温度930°C) と再現HAZ靱性との関係に及ぼすTi, N量の影響を示す。母材靱性, HAZ靱性の両者がともに良好となるのは低N材ではTiが添加されていない鋼, 中N材では逆にTiが添加された鋼であることが分かる。継手靱性は靱性の最も劣る熱サ

イクル条件の再現HAZ靱性と対応するため⁴⁾, 低N-Ti無添加材, 中N-Ti添加材ともに, 継手靱性としてFATT=-60°C程度の良い靱性が得られると推定される一方, 母材靱性に関しては中N-Ti添加材の方が低N-Ti無添加材よりさらに良好な母材靱性が達成されている点が注目される。

4. 考察

4.1 母材の強度・靱性支配因子

Fig. 3 に示したように, 母材の強度・靱性支配機構は焼入れのまま焼戻し後とは大きく異なると予想される。すなわち, 転位密度やCの固溶, セメントタイトの析出状態等, Ti, N量の変化とは直接関係のない要因の差が焼入れのまま焼戻し後とは大きいと考えられるため, ここでは母材の強度・靱性に及ぼすTi, Nの影響機構について, 焼入れのまま焼戻し後とに分けて考察する。

焼入れのまま材の強度・靱性に及ぼすTi, Nの影響は, 焼入れ中のTiの析出と焼入れ組織の変化とにより説明される。まず, 低N材の場合は, Ti量の増加による焼入れ組織や結晶粒径の変化はほとんど生じておらず, T.S.もほとんど変化していない。一方, Ti量が増加するにもなつて0.2%P.S.の上昇と靱性の劣化とが認められ, T.S.の上昇よりも0.2%P.S.の上昇が大きく, 靱性の劣化が0.2%P.S.の上昇と対応していることから, 析出強化の影響が支配的であると推定される。

中N材におけるTi添加による組織変化は焼入れ性の変化によるものと考えられる。すなわち, Ti添加材ではTiがNをTiNとして固定したために, 焼入れ加熱時にBが固溶B量として焼入れ性に有効に働くようになったと推定される。Fig. 7 に α -track法による焼入れ加熱温度が930°Cの場合の中N材の加熱段階でのBの分布状態を示すが, Tiが添加されていない鋼B1ではBがほとんど析出状態 (Fig. 7 (a)中の矢印A) にあり, γ 粒界への偏析が非常に少ないのに対して, Tiが0.01%添加された鋼B3では析出状態のBはほとんどなく, γ 粒界へのBの偏析が明確に認められ (Fig. 7 (b)中の矢印B), 上記の推定を裏付けている。低N材において, Ti添加による組織変化が中N材のように明瞭に生じないのは, N量がもともと少ないためにTiが添加されていない鋼でも, 焼入れ時にある程度の固溶Bが存在しているためである。この点についても α -track組織観察により裏付けられている。

一方, 焼入れ焼戻し材については, 強度・靱性に対する焼入れ組織の影響はほとんど認められず, Ti添加による強度の上昇分に依りてほぼ直線的に靱性が劣化する。焼入れ焼戻し材において焼入れのまま材のような強度・靱性の組織依存性がほとんど認められなくなるのは, 焼入れままで上部ベイナイト組織を有する鋼の靱性劣化の主要因となっていたと推定される島状マルテンサイトの有害性^{2,5)}が焼戻しにより減少して, 析出強化の影響が支配的になったためである。

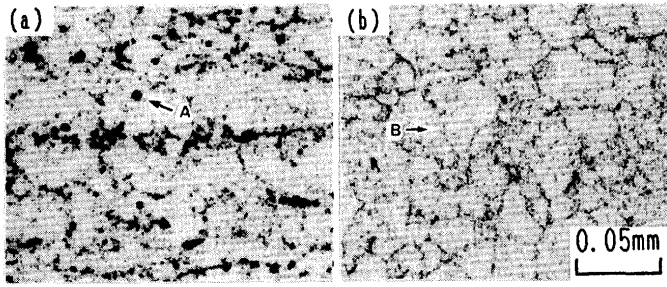


Fig. 7. Distribution of boron in base plate. (Quenching temperature=930°C)
(a)Steel B1(0Ti-36N) (b)Steel B3(0.011Ti-39N)

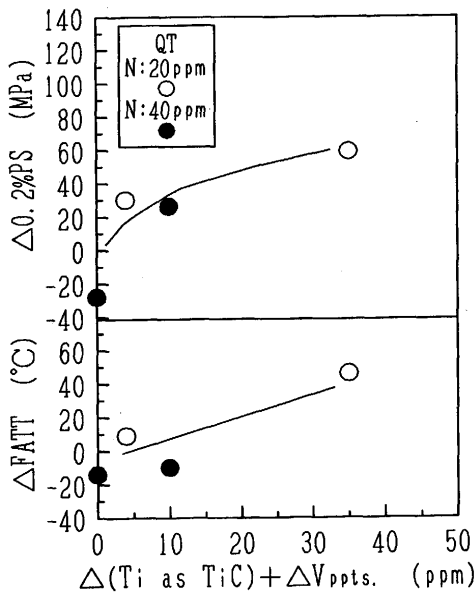


Fig. 8. Influence of precipitates on change in tensile properties and toughness of base plate. (Quenching temperature=930°C)

と推定される。なお、邦武らの研究では⁶⁾、焼戻し材でも韌性に対する組織の影響が明確に生じているが、邦武らは冷却速度を変えて組織を変化させており、本報におけるよりも組織変化とその結果としての破面単位の変化が大きく、その影響の方が析出強化よりも大きく現れたものと推定される。

Tiの析出物は焼入れ加熱時の γ 中ですでに析出しているTiNと焼入れ冷却中に析出する主としてTiCからなると考えられるが、強化および脆化に大きな影響を及ぼすのは後者であると考えられる。TiCとしてのTi量(Ti as TiC)は全析出Ti量からTiNとしてのTi量(析出物としてのNの内、AINを形成しているN以外がTiNになっているとして求めた)を差し引いた値で与えられる。また、Vの析出物も強化・脆化に影響を及ぼすが、析出物分析によれば焼入れまではVの析出はTi, N量によらずほとんど認められず、焼戻しにより初めて析出する。なお、本報の供試鋼のN量ではVの析出物はほぼ全量V炭化物となっていることは別の実験において確認している。

Fig. 8は焼入れ焼戻し材について、Ti無添加材とTi添加

材との間のTiC量とV析出物量の差($\Delta(\text{Ti as TiC})$, $\Delta V_{\text{ppts.}}$)と強度、韌性の差($\Delta 0.2\% \text{P.S.}$, ΔFATT)との関係を示している。TiCとV析出物の粒子径が不明であるため、両者の析出強化および脆化に対する寄与度の差も不明であるが、顕著な差はないものと仮定して、ここでは簡単のため、 $\Delta(\text{Ti as TiC})$ と $\Delta V_{\text{ppts.}}$ の和と強度、韌性の変化との関係をみた。なお、その他の析出強化に寄与し得るMo, Cr等の炭化物の析出量はTi, N量によらずほぼ一定であることからここでは無視した。Fig. 8によれば、焼戻し材のTi添加による強度の上昇、韌性の劣化量はTiC, V析出物の増加量と良好な相関が認められ、低N材の強度上昇には析出強化の寄与が大きいことが結論される。

4・2 再現HAZ材の韌性支配因子

再現HAZ材のうち、単一熱サイクル材については、その組織はいずれもほぼマルテンサイトであり、上部ベイナイト組織において韌性に大きな影響を及ぼす島状マルテンサイトは存在しない。また硬さの変化もほとんどないことから、母材におけるような析出強化の影響も小さいと推定される。そのため、固溶Ti, Nの影響が予想される。

単一熱サイクル材の韌性とTi, N量との関係に関しては、490N/mm²級鋼の中～大入熱溶接条件について多くの研究が行われており⁷⁻¹⁰⁾、固溶N(sol.N), 固溶Ti(sol.Ti)の影響が大きいと言われている。そこで、本報の結果について、析出物分析の結果からsol.N量とsol.Ti量を単一熱サイクル材について求めると、韌性が最も劣化したTi量が0.011%の低N材では、他の鋼に比べてsol.N量はほぼ同程度であるのに対して、sol.Ti量が多くなっており、固溶Tiによる韌性劣化の可能性が示唆される。

一方、二重熱サイクル材の韌性変化は母材の焼入れまま材と同様の機構が考えられる。すなわち、低N材では、組織変化がほとんど認められないにもかかわらず、硬さの上昇と韌性の劣化が生じていることから析出の影響が大きいことが予想される。析出物分析結果によれば、韌性劣化の大きいTiが0.011%添加された鋼では、Vはほとんど析出していないが、TiCとしての析出Ti量は36ppmであり、韌性劣化量(FATTで約25°C程度)は母材における析出物量と韌性劣化量との関係(Fig. 8)から推定される韌性劣化量に近い。

また、中N材の二重熱サイクル材の場合も母材の場合と同様、Ti量の増加にともなって焼入れ性が上昇して、上部ベイナイト量が抑制されることによって韌性が向上したと推定される。Ti添加による焼入れ性上昇の機構も、以下に述べるように、母材の場合と同様、TiがNをTiNとして固定したために、900°Cに再加熱される2次熱サイクルの加熱時に固溶B量が確保されて焼入れ性に有効に働くようになったためであると推定される。

Fig. 9は二重熱サイクル材の2次熱サイクルの加熱段階でのBの分布状態を α -track法により観察した結果である。Ti

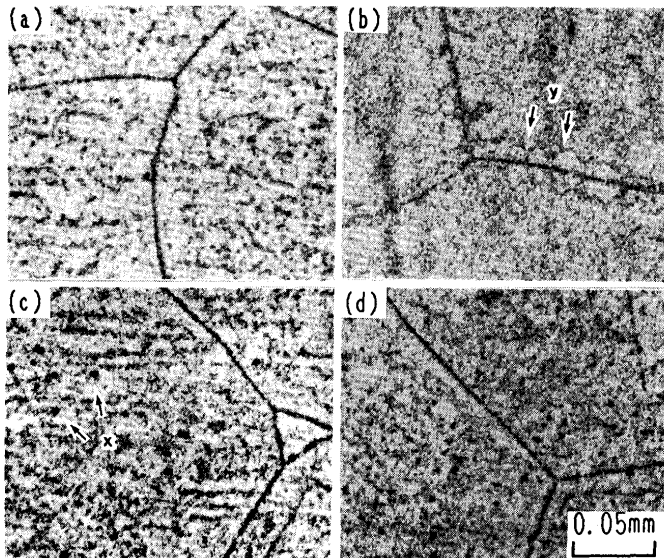


Fig. 9. Distribution of boron in simulated HAZ microstructures with double cycle.
 (a)Steel A1(0Ti-21N) (b)Steel A3(0.011Ti-26N)
 (c)Steel B1(0Ti-36N) (d)Steel B3(0.011Ti-39N)

添加による組織変化の大きい中N材では、Tiが添加されていない場合には析出物としてのB(図中矢印x)の方が支配的で、1次熱サイクルの加熱時に形成された粗大な γ 粒界へのBの偏析あるいは微細析出は認められるものの、2次熱サイクルで旧 γ 粒界近傍にあらたに形成された細粒 γ (Fig. 5)の粒界へのBの偏析は全く認められず、Bが2次熱サイクルの変態挙動に対してはほとんど寄与していない。一方、Tiが添加されると、析出状態のBや1次熱サイクルで形成された γ 粒界上のBは減少しており、固溶Bが増加していると推定される。2次熱サイクルで形成された γ 粒界上へのBの偏析は低N材(Fig. 9(b))ほどには明確には認められないが、固溶Bが増加した分、2次熱サイクルの加熱段階での γ 粒界へのBの偏析量も増加し、焼入性が上昇しているものと推察される。

一方、組織変化のほとんど生じていない低N材の場合もBの分布状態にはTi添加の有無によって大きな差が認められる。低N材ではTi無添加の場合でも析出Bは多くは観察されず、Fig. 9から判断すれば、固溶B量は中N材におけるTi無添加材とTi添加材の中間程度であると予想される。Tiが添加された低N材では、再現熱サイクルのような急速加熱・短時間保持にもかかわらず2次熱サイクルの加熱 γ 粒界にBの偏析が認められ(Fig. 9(b)中矢印y)、他の鋼に比べてBの固溶量が最も多くなっていると推定される。

以上のBの分布状態の観察結果から、低N材、中N材ともTi添加によって焼入性に有効な固溶B量は増加し、むしろ組織変化のほとんど生じなかった低N材の方が全体に固溶B量は増加しているとみなされる。低N材ではTi無添加でも固溶B量がある程度確保されていて焼入性が十分高くなっていて、ほぼマルテンサイト単相組織となっているために、Ti添加によってそれ以上焼入性が増加しても大きな組織変

化が生じなかったと推定される。一方、中N材の組織変化が顕著であったのは、Ti無添加鋼の組織が上部ベイナイト主体組織であるために、Ti添加により焼入性が上昇すれば、下部ベイナイト及びマルテンサイトへとさらに変態温度の低い組織に変化する余地があるためであると推定される。

5. 結論

780MPa級の極厚調質高張力鋼の母材強度・靱性及びHAZ靱性に及ぼすTi, Nの影響を再現試験により検討した。以下に得られた結果の要約を示す。

(1)焼入れままの母材の強度・靱性は、N量が20ppm程度の低N材では、TiCの析出強化に起因してTi量の増加につれて強度の上昇とともに靱性も劣化するが、N量が40ppm程度の中N材では、焼入性増加による組織変化に起因してTi量の増加につれて強度の向上と靱性の向上とが同時に達成される。一方、焼戻し後の強度・靱性は析出強化の影響が支配的となり、N量や焼入れ組織によらずに強度の上昇ともなつて靱性はほぼ直線的に劣化する。Ti添加による焼入性の増加は、NがTiで固定され固溶Bが増加することに起因している。

(2)再現HAZ靱性に関しては、粗粒組織を再現した単一熱サイクル条件においては、低N材の靱性はTi量の増加にもなつて劣化し、中N材の靱性はTi量によらずほぼ一定で、靱性レベルはいずれのTi量でも低N材よりも良好である。低N材の靱性劣化は固溶Ti量の増加に起因していると推定される。一方、 A_{c3} 変態点直上の γ 域に再加熱された粗粒組織を再現した二重熱サイクル条件では、N量によってTi量と靱性との関係は異なり、Ti添加量の増加にもなつて、低N材の靱性は劣化し、中N材の靱性は向上する。二重サイクル条件でのTi添加による再現HAZ靱性の変化は、低N材ではTiCの析出、中N材では γ 粒界へのBの偏析挙動とその結果としての組織変化で説明される。

文 献

- 1) 大谷幸三郎, 服部恵一, 村岡寛英, 川副文宏, 鶴田早苗: 新日鉄技報, (1993) 348, 10.
- 2) 長谷川俊永, 土師利昭, 粟飯原周二, 岡本健太郎: 鉄と鋼, 80 (1994), 481.
- 3) M.Ueno and T.Inoue: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 13 (1973), 210.
- 4) 土師利昭, 粟飯原周二, 大野恭英, 内野耕一, 川島善樹果, 富田幸男, 千々岩力雄, 三村 宏: 製鉄研究, (1987) 326, 36.
- 5) 笠松 裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, 65 (1979), 1222.
- 6) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 鋼の強靱性, Climax Moly, (1971), 85.
- 7) 迎 静雄, 加藤光昭, 西尾一政, 田島清司: 溶接学会誌, 51 (1982), 75.
- 8) 渡邊 之, 鈴木元昭, 山崎善崇, 徳永高信: 溶接学会誌, 51 (1982), 118.
- 9) 迎 静雄, 西尾一政, 加藤光昭, 諫山知明: 溶接学会論文集, 3 (1985), 567.
- 10) 中西睦夫, 小溝裕一, 瀬田一郎: 溶接学会論文集, 2 (1984), 33.