

Ti, Nb添加鋼の加工熱処理による高強度化機構

波戸村 太根生*・片岡 義弘*・天野 虔一*・中野 善文*・志賀 千晃*

Strengthening Mechanisms of Ti and Nb Bearing Steel Plates Produced by Thermomechanical Control Process

Taneo HATOMURA, Yoshihiro KATAOKA, Keniti AMANO, Yoshifumi NAKANO and Chiaki SHIGA

Synopsis : Strengthening mechanisms of Ti and Nb bearing steel plates produced by thermomechanical control process have been investigated. The strengthening of Ti bearing steel plate is induced by precipitation of Ti carbide, ferrite grain refining, and increase in bainite volume fraction. The strengthening of Nb bearing steel plate owes to precipitation of Nb carbonitride, ferrite grain refining, and increase in bainite volume fraction. The major factor of strengthening of Ti and Nb bearing accelerated cooled steel plate is the increase in bainite volume fraction.

Key words : strength ; Ti bearing steel ; Nb bearing steel ; thermomechanical control process ; precipitation ; grain refining ; bainite volume fraction.

1. 緒言

溶接性を損なうことなく高強度化を達成するためにはTMCP(Thermomechanical control process)の適用が有効であり、低温靱性、溶接性の優れた高張力鋼はTMCP技術と微量元素添加による組織制御を活用して製造されている。Ti, Nb, V等の微量元素を単独あるいは複合添加することにより、再結晶、変態挙動が大きく変化することは、制御圧延、加速冷却技術の発展の中でよく知られており、これを利用して組織制御が行われている。また最近、圧延後に加速冷却を適用した場合、Ti, Nb添加による強度上昇がより顕著になる現象が報告¹⁻³⁾されており、そのメカニズムが注目されている。

Ti, Nb添加鋼は、加速冷却により強度が著しく上昇するが、低温靱性の劣化は少なく、TMCPの効果を十分に発揮できる成分系として高張力ラインパイプ用鋼板として使用されている。しかしTi, Nbによる強化機構については不明な点が少なくない。ここではTi, Nb添加鋼の変態・析出挙動に注目し、加速冷却による強度上昇のメカニズムに関して検討した。

2. 実験方法

供試鋼は高周波真空溶解炉により溶製し、100kg鋼塊に鋳込んだ。その化学組成をTable 1に示す。T1~T6は0.08% C-1.6%Mn系を基本とし、Ti量を0.01%から0.09%まで変

Table 1. Chemical compositions of steels (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	V	Cr	N	Ar3(°C)
T1	0.08	0.3	1.6	0.015	0.002	0.03	0.01	—	—	—	0.005	771
T2	0.08	0.3	1.6	0.015	0.001	0.03	0.02	—	—	—	0.004	771
T3	0.08	0.3	1.6	0.015	0.001	0.03	0.04	—	—	—	0.004	769
T4	0.08	0.3	1.6	0.015	0.002	0.03	0.05	—	—	—	0.004	770
T5	0.08	0.3	1.6	0.015	0.001	0.03	0.07	—	—	—	0.004	771
T6	0.08	0.3	1.6	0.014	0.001	0.03	0.09	—	—	—	0.004	771
N1	0.06	0.3	1.5	0.014	0.004	0.03	0.01	—	0.03	0.5	0.003	774
N2	0.06	0.3	1.5	0.015	0.005	0.03	0.01	0.02	0.03	0.5	0.004	775
N3	0.06	0.3	1.5	0.015	0.004	0.03	0.01	0.03	0.03	0.5	0.003	772
N4	0.06	0.3	1.5	0.015	0.004	0.03	0.01	0.06	0.03	0.6	0.003	773
N5	0.06	0.3	1.5	0.015	0.005	0.03	0.01	0.1	0.03	0.5	0.004	775

えた鋼である。N1~N5は0.06%C-1.5%Mn-0.5%Cr-0.03%V-0.01%Ti系を基本とし、Nb量を0%から0.1%まで変えた鋼である。

これらの鋼塊を粗圧延後、Fig. 1に示すような制御圧延、加速冷却を行って、板厚16mmと25mmの鋼板とした。スラブ加熱温度を1150°Cとし、1020°C以上での再結晶 γ 域で60%圧下、さらに(Ar3+10°C)以上の未再結晶 γ 域で65%の圧下を与え、その後空冷と加速冷却を行った。加速冷却の場合は10°C/sの冷却速度で約550°Cまで冷却した後、空冷とした。

このようにして得られた鋼板の圧延方向に直角に10mm ϕ の丸棒引張試験片および2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し、機械的特性を調査した。さらに鋼板板厚中心部のマイクロ組織の変化およびTi, Nb炭窒化物の析出量の変化についても調査した。マイクロ組織観察では、フェライト

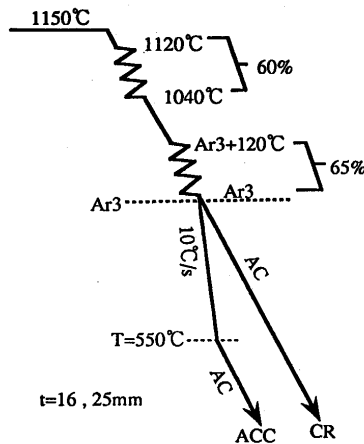


Fig. 1. Experimental procedures of controlled-rolling (CR) and accelerated-cooling (ACC).

粒径とフェライト以外の第2相の体積率を500倍の光学顕微鏡写真を用い、切断法により測定した。測定したフェライト粒の平均切片長さを、フェライト粒径とした。Ti, Nb炭窒化物の析出量は定電位電解法 (SPEED法⁴⁾) により、得られた抽出残渣の化学分析を行って求めた。またTi, Nb炭窒化物の形態については板厚中心部より採取した薄膜試料を用い、透過型電子顕微鏡により調査した。

3. 実験結果

3.1 機械的性質に及ぼすTiおよびNb量の影響

0.08%C-1.6%Mn系を基本組成とし、Ti量を0.01%から0.09%まで変化させた鋼および0.06%C-1.5%Mn-0.5%Cr-0.03%V-0.01%Ti系を基本組成とし、Nb量を0%から0.1%まで変化させた鋼を用い、TMCP処理 (制御圧延, 加速冷却) を行ったときの機械的性質の変化をFig. 2に示す。Ti添加鋼では、シャルピー破面遷移温度 (以下CVN50%FATTと呼ぶ) は制御圧延材 (CR), 加速冷却材 (ACC) とともにTi添加量の増加により高温側に移行し、引張強さ (以下TSと呼ぶ) は制御圧延材, 加速冷却材ともにTi添加量の増加により上昇した。加速冷却材のTSは制御圧延材に比べ、Ti添加量が0.02%以上において強度上昇量が大きくなった。ここでTi添加鋼の場合、析出物としてはTiC, TiNおよびTiSが生成する。しかしTiNあるいはTiSはTiCより高温で析出するため、高強度化への寄与が小さい。そこでTiCによる強度上昇効果を検討するため、添加Ti量からTiNおよびTiSとして析出するTi量を差し引いた量、すなわち有効Ti (effective Ti) 量をパラメーターとして用いた。

一方、Nb添加鋼の場合、制御圧延材, 加速冷却材ともにNb添加量が約0.03%まではNb量の増加により、CVN50%FATTは低温側に移行するが、それより多いNb量ではほぼ一定の値を示した。いずれの鋼においても、加速冷却材のCVN50%FATTは制御圧延材に比べ約10~20°C高い値とな

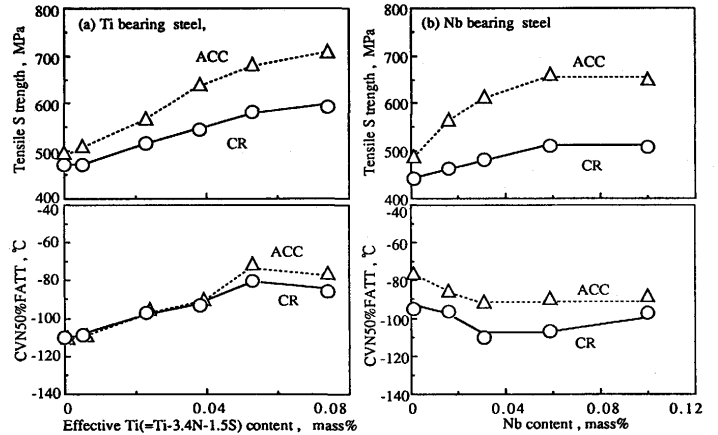


Fig. 2. Effects of effective Ti and Nb contents on mechanical properties of CR and ACC steel plates: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

った。またTSは制御圧延材, 加速冷却材ともにNb添加量が約0.06%まではNb量の増加により上昇するが、それより多いNb量では両者ともほぼ一定の値を示した。加速冷却材のTSはNb添加量の増加とともに制御圧延材に比べ、強度上昇量が大きくなった。

3.2 ミクロ組織に及ぼすTiおよびNb量の影響

有効Ti量およびNb添加量を変えた鋼 (T1, T4, N4) を制御圧延および加速冷却したときの光学顕微鏡組織をFig. 3に示す。TiおよびNb添加鋼ともに、制御圧延材はフェライト-パーライト組織を示し、加速冷却材はフェライト-ベイナイト組織を示した。

Fig. 4に切断法により測定したフェライト粒径と有効Ti量およびNb添加量の関係を示す。Ti添加鋼の場合、制御圧延材, 加速冷却材とも有効Ti量が約0.02%まではTiの増量とともにフェライト粒は微細化するが、その後はほぼ一定の値を示した。有効Ti量の増加による結晶粒微細化効果は、制御圧延材では約2 μ mであるのに対し、加速冷却材では約1 μ mであった。

Nb添加鋼の場合、制御圧延材, 加速冷却材のフェライト粒はNb添加量が約0.03%まではNb量の増加とともに微細化するが、その後はほぼ一定の値を示した。Nb量の増加による制御圧延材の結晶粒微細化効果は約2 μ mであるのに対し、加速冷却材では約1 μ mであった。

Fig. 5に切断法により測定したフェライト以外の第2相組織であるパーライトとベイナイトの体積率 (それぞれ V_P, V_B で示す) と有効Ti量およびNb量の関係を合わせて示す。Ti添加鋼の場合、制御圧延材では有効Ti量を増加させても、第2相のパーライト体積率はほとんど変化しないのに対して、加速冷却材では有効Ti量が0.02%以上になると第2相のベイナイト体積率が急激に増大した。一方、Nb添加鋼の場合、制御圧延材ではNb量を増加させてもパーライト体積率はほとんど変化しないのに対して、加速冷却材ではNb量

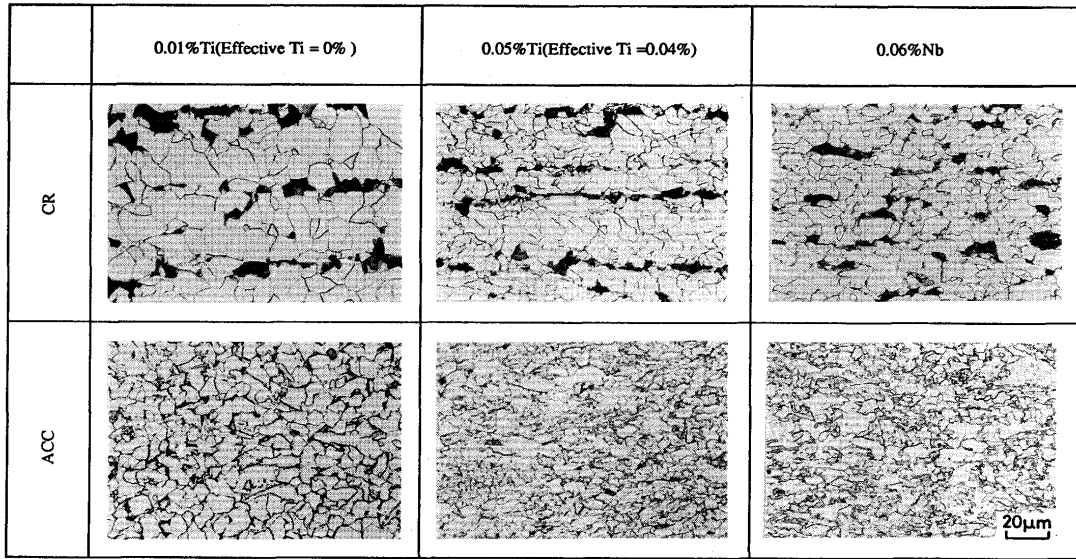


Fig. 3. Microstructure of Ti bearing steel and Nb bearing steel applied to CR or ACC.

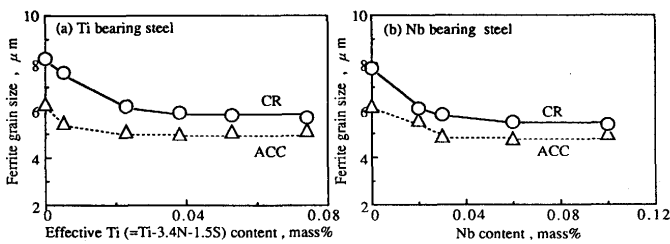


Fig. 4. Effects of effective Ti and Nb contents on ferrite grain size of CR and ACC steel plates: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

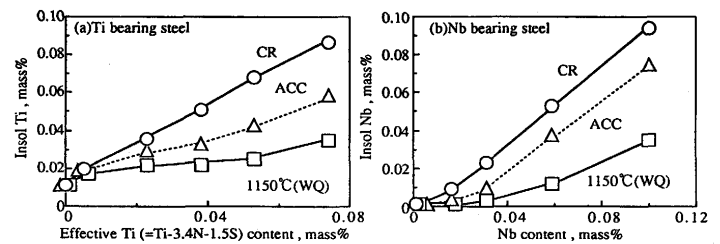


Fig. 6. Effects of effective Ti and Nb contents on insoluble Ti and Nb contents of CR and ACC steel plates: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

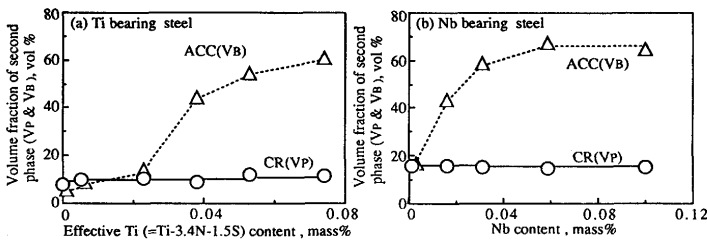


Fig. 5. Effects of effective Ti and Nb contents on second phase volume fraction of CR and ACC steel plates: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

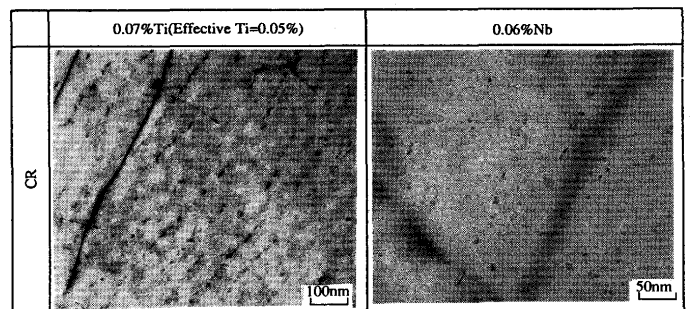


Fig. 7. TEM microstructure of Ti and Nb bearing steels subjected to CR.

の増加とともにベイナイト体積率は急激に増大した。しかしNb量が0.06%以上ではベイナイト体積率はほぼ一定の値を示した。

3・3 析出挙動に及ぼすTi, Nb量の影響

有効Ti量およびNb添加量を変えた鋼のTi, Nb析出量を調査するため、電解抽出残渣分析法により求めたInsol. Ti量と有効Ti量の関係およびInsol. Nb量とNb添加量の関係を、制御圧延材、加速冷却材および1150°C加熱まま材につ

いてFig. 6に示す。Ti添加鋼の場合、Insol. Ti量は制御圧延材、加速冷却材ともに有効Ti量の増加により、増大した。加速冷却材と制御圧延材のInsol. Ti量を比較すると、加速冷却材のInsol. Ti量は制御圧延材に比べ少なく、その析出量は制御圧延材の約半分であった。また1150°C加熱まま材のInsol. Ti量は制御圧延材、加速冷却材に比べ、析出量は少ないが、有効Ti量の増加とともに増大した。

Nb添加鋼の場合、Insol. Nb量は制御圧延材、加速冷却材

ともにNb量の増加により、増大した。加速冷却材と制御圧延材のInsol. Nb量を比較すると、加速冷却材のInsol. Nb量は制御圧延材より少ない。また1150°C加熱まま材のInsol. Nb量は制御圧延材、加速冷却材に比べ、析出量は少ないが、Nb量の増加とともに増大した。

有効Ti量およびNb添加量を変えた鋼を制御圧延したときの透過型電子顕微鏡組織をFig. 7に示す。有効Ti量が0.05%および添加Nb量が0.06%の制御圧延材では、両鋼とも直径が10nm未満の微細析出物が列状に分布していた。

4. 考察

Ti, Nb添加鋼を加速冷却すると、制御圧延材に比べ高強度化が可能である。制御圧延材、加速冷却材の強度上昇量($\Delta TS = TS - TS_{0.01\%Ti}$ または $\Delta TS = TS - TS_{0\%Nb}$)に及ぼすTi, Nb添加量の影響をまとめてFig. 8に示す。Ti添加鋼の場合制御圧延材、加速冷却材とも、有効Ti量の増加により ΔTS は上昇するが、加速冷却材の ΔTS は制御圧延材に比べ、有効Ti量が0.02%以上で急激に上昇する。Nb添加鋼の場合制御圧延材、加速冷却材とも、 ΔTS はNb添加量が0.06%までは上昇するが、それ以上では上昇量は変化しない。また加速冷却材の ΔTS は制御圧延材に比べ、Nb添加量が0.02%以上で急激に上昇する。

制御圧延または加速冷却による鋼の強化機構として、1) フェライト粒の微細化、2) 炭窒化物による析出強化、3) 変態強化の3つが考えられる。そこで強度上昇量に対するTiC, Nb(C, N)の析出強化とフェライトの細粒化強化および第2相の変化による変態強化について、その効果の定量化を試みる。なおNb添加鋼に含まれるCrとVについて、析出量を測定したが、その値は非常に少なく、ここではNb析出量だけを考えた。

まず、制御圧延材の高強度化について検討する。制御圧延したTi添加鋼の有効Ti量と $\Delta TS (= TS - TS_{0.01\%Ti})$ 、 $\Delta \text{Insol. Ti} (= \text{Insol. Ti} - \text{Insol. Ti}_{1150^\circ\text{C}})$ 量、 $\Delta d^{-1/2} (= d^{-1/2} - d^{-1/2}_{0.01\%Ti})$ および $\Delta V_P (= V_P - V_{P0.01\%Ti})$ 体積分率の関係およびNb添加鋼のNb量と $\Delta TS (= TS - TS_{0\%Nb})$ 、 $\Delta \text{Insol. Nb} (= \text{Insol. Nb} - \text{Insol. Nb}_{1150^\circ\text{C}})$ 量、 $\Delta d^{-1/2} (= \Delta d^{-1/2} - \Delta d^{-1/2}_{0\%Nb})$ お

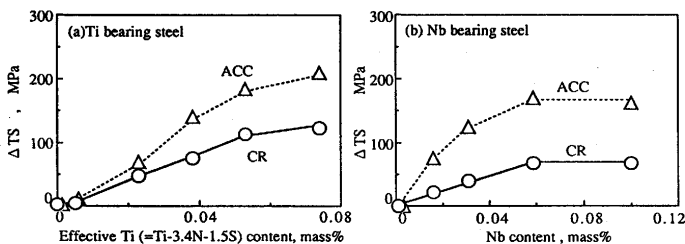


Fig. 8. Effects of effective Ti and Nb contents on ΔTS of CR and ACC steel plates: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

よび $\Delta V_P (= V_P - V_{P0\%Nb})$ 体積分率の関係をFig. 9に示す。Ti添加鋼の場合、有効Ti量を増加させると、 ΔV_P 量はほぼ一定の値を示すが、 $\Delta d^{-1/2}$ および $\Delta \text{Insol. Ti}$ 量は増大している。またNb添加鋼の場合、Nb量を増加させると、 ΔV_P 量はほぼ一定の値を示すが、 $\Delta d^{-1/2}$ および $\Delta \text{Insol. Nb}$ 量は増大している。すなわち制御圧延材の有効Ti量およびNb添加量の増加による ΔTS の上昇は、 ΔV_P 量が変らないため変態強化によるものはほとんどなく、 $\Delta \text{Insol. Ti}$ および $\Delta \text{Insol. Nb}$ 量の増大による析出強化と $\Delta d^{-1/2}$ の増大による結晶粒微細化強化に起因していると推測される。

そこで制御圧延材の ΔTS 上昇量をフェライト粒微細化強化分と析出強化分とに区分する。Pickering⁹⁾によれば、引張強さとフェライト粒径の関係は次式で与えられる。

$$\text{TS (MPa)} = 15.4(19.1 + 1.8(\text{Mn}\%) + 5.4(\text{Si}\%) + 0.25(V_P\%) + 0.5d^{-1/2}) \dots \dots \dots (1)$$

この(1)式からフェライト粒微細化強化の勾配は7.7MPa \cdot mm^{1/2}となる。また岡口ら²⁾、勝亦ら⁶⁾も制御圧延材、加速冷却材のフェライト粒微細化強化の勾配を求めており、その

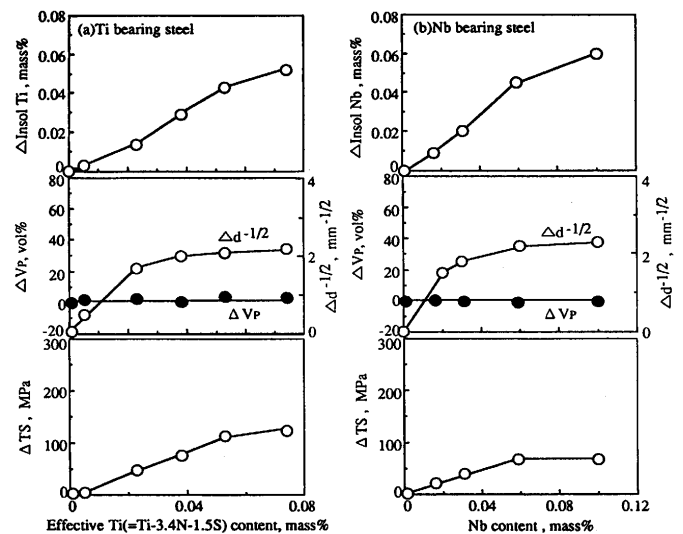


Fig. 9. Effects of effective Ti and Nb contents on ΔTS , ΔV_P , $\Delta d^{-1/2}$, $\Delta \text{insol. Ti}$ and $\Delta \text{insol. Nb}$ of CR steel plate: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

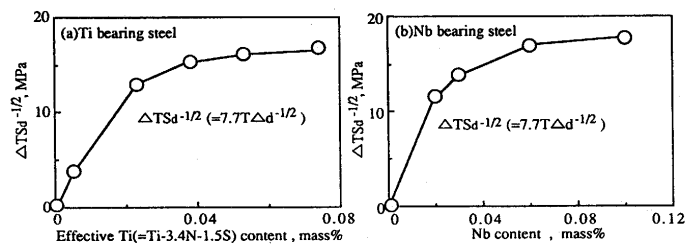


Fig. 10. Effects of effective Ti and Nb contents on ΔTS_d of CR steel plate: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

値は7.8MPa・mm^{1/2}となっている。そこでフェライト粒微細化による強度上昇量は下式を用いて計算する。

$$\Delta TS(\text{MPa}) = 7.7 \Delta d^{-1/2} (\text{mm}^{-1/2}) \dots\dots\dots (2)$$

(2)式を用い、Fig. 9の $\Delta d^{-1/2}$ による強度上昇量を求めた結果をFig.10に示す。フェライト粒微細化による ΔTS 上昇量は、Ti添加鋼では有効Ti量が0.04%までは急激に上昇するが、その後は漸増する。Nb添加鋼ではNb量が0.06%までは急激に上昇するが、その後は漸増する。また両鋼の結晶粒微細化による ΔTS 上昇量はTi添加鋼で約17MPa、Nb添加鋼で約18MPaとなる。Fig. 9に示したように制御圧延材の ΔTS 上昇量はTi添加鋼で約120MPa、Nb添加鋼で約80MPaであり、この結晶粒微細化強化分を差し引いた ΔTS 上昇量($\Delta TS_{\text{Insol. Ti}} = TS - TS_{0.01\% \text{Ti}} - TS_d^{-1/2}$, $\Delta TS_{\text{Insol. Nb}} = TS - TS_{0\% \text{Nb}} - TS_d^{-1/2}$)が析出強化による強度上昇量と考えられる。ここで求めた $\Delta TS_{\text{Insol. Ti}}$ および $\Delta TS_{\text{Insol. Nb}}$ を縦軸に、横軸に $\Delta \text{Insol. Ti}$ および $\Delta \text{Insol. Nb}$ 量としてプロットしたのがFig. 11である。両者の間にはTi添加鋼、Nb添加鋼ともに直線関係があることがわかる。すなわち、 $\Delta \text{Insol. Ti}$ と $\Delta TS_{\text{Insol. Ti}}$ の間に近似的には以下のような関係式が成立する。

$$\Delta TS_{\text{Insol. Ti}}(\text{MPa}) = 2140 \Delta \text{Insol. Ti}(\text{mass}\%) \dots\dots\dots (3)$$

(3)式によれば0.01%の $\Delta \text{Insol. Ti}$ 量に対して21.4MPaの強度上昇が生じる。また、 $\Delta \text{Insol. Nb}$ と $\Delta TS_{\text{Insol. Nb}}$ の間に近似的には以下のような関係式が成立する。

$$\begin{aligned} \Delta TS_{\text{Insol. Nb}}(\text{MPa}) \\ = 1140 \Delta \text{Insol. Nb}(\text{mass}\%) \dots\dots\dots (4) \end{aligned}$$

(4)式によれば0.01%の $\Delta \text{Insol. Nb}$ 量に対して11.4MPaの強度上昇が生じることになる。

次に、加速冷却したTi添加鋼の有効Ti量と $\Delta TS (= TS - TS_{0.01\% \text{Ti}})$, $\Delta \text{Insol. Ti} (= \text{Insol. Ti} - \text{Insol. Ti}_{1150^\circ \text{C}})$ 量, $\Delta d^{-1/2} (= \Delta d^{-1/2} - \Delta d^{-1/2}_{0.01\% \text{Ti}})$, $\Delta V_B (= V_B - V_{B, 0.01\% \text{Ti}})$ 体積分率の関係およびNb添加鋼のNb量と $\Delta TS (= TS - TS_{0\% \text{Nb}})$, $\Delta \text{Insol. Nb} (= \text{Insol. Nb} - \text{Insol. Nb}_{1150^\circ \text{C}})$ 量, $\Delta d^{-1/2} (= d^{-1/2} - \Delta d^{-1/2}_{0\% \text{Nb}})$, $\Delta V_B (= V_B - V_{B, 0\% \text{Nb}})$ 体積分率の関係をFig.12に示す。Ti添加鋼の場合、 ΔTS , $\Delta \text{Insol. Ti}$, $\Delta d^{-1/2}$ および

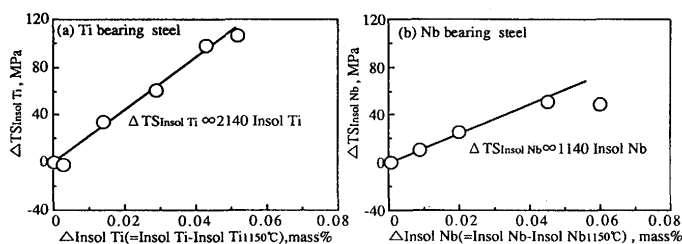


Fig. 11. Relation between precipitation hardening and increase in tensile strength of CR steel plate: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

ΔV_B すべて有効Tiの増加とともに増大している。またNb添加鋼でも、 ΔTS , $\Delta \text{Insol. Nb}$, $\Delta d^{-1/2}$ および ΔV_B すべてNb添加量の増加とともに増大している。すなわち、有効Ti量およびNb量の増加による加速冷却材の強度上昇には、前述した制御圧延材の場合とは異なり、変態強化が大きく寄与していると推察される。

この変態強化については志賀ら⁷⁾が加速冷却後の第2相体積分率と強度上昇量との関係を詳細に調査している。その結果をFig.13に示す。加速冷却による ΔTS 上昇量は第2相組織の種類により異なるが、 ΔTS とベイナイト体積分率およびマルテンサイト体積分率の間には直線関係があり、以下のような関係式が成立する。

$$\Delta TS(\text{MPa}) = 2.5 \Delta V_B (\text{vol}\%) \dots\dots\dots (5)$$

$$\Delta TS(\text{MPa}) = 12.9 \Delta V_M (\text{vol}\%) \dots\dots\dots (6)$$

(5)式によれば1%のベイナイト体積分率の増加により2.5MPaの強度上昇が生じ、(6)式によれば1%のマルテンサ

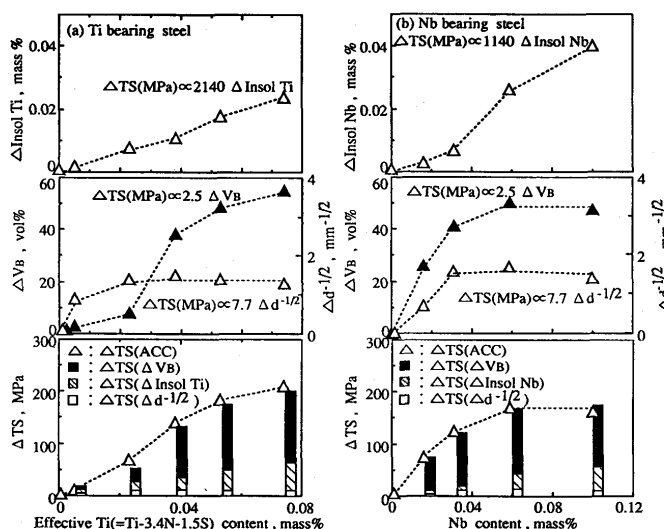


Fig. 12. Effects of effective Ti and Nb contents on ΔTS , ΔV_B , $\Delta d^{-1/2}$, $\Delta \text{insol. Ti}$ and $\Delta \text{insol. Nb}$ of ACC steel plate: (a) Ti bearing steel, (b) Nb bearing steel.

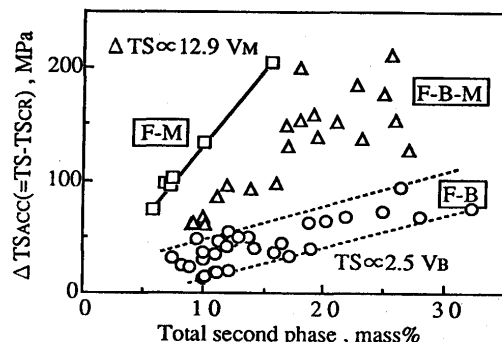


Fig. 13. Relation between second phase volume fraction and increase in tensile strength.

イト体積分率の増加により12.9MPaの強度上昇が生じることになる。そこで、析出強化と結晶粒微細化強化に対しては(3)、(4)式および(2)式が加速冷却材の場合も成立するとして、上記(2)、(3)および(5)式を用いて計算したTi添加鋼の ΔTS および(2)、(4)および(5)式を用いて計算したNb添加鋼の ΔTS をFig.12に棒グラフで示す。Ti添加鋼、Nb添加鋼ともに、実測値と計算値は良く一致しており、加速冷却材の ΔTS の上昇はInsol. TiまたはInsol. Nbの増加による析出強化、フェライト粒細粒化による微細化強化およびベイナイト体積分率の増大による変態強化の重畳効果によること、およびTi添加鋼およびNb添加鋼ともに ΔTS 上昇効果は結晶粒微細化強化、析出強化および変態強化の順に大きくなっており、変態強化が加速冷却材の強度上昇の主因であることが明らかとなった。

5. 結言

TiおよびNb添加鋼の変態・析出挙動に注目し、加速冷却による強度上昇のメカニズムに関し検討を行い、以下の結果を得た。

(1) Ti添加鋼を加速冷却すると、制御圧延材に比べ高強度化ができる。

(2) Ti添加鋼の高強度化についての組織因子の変化としてはTiCによる析出強化と加速冷却によるフェライト粒微細化強化および加速冷却により生成したベイナイトによる変態強化が主要因である。

TiCによる析出強化： $\Delta TS(\text{MPa})=2140\text{Insol. Ti}(\text{mass}\%)$

フェライト粒微細化による強化： $\Delta TS(\text{MPa})=7.7\Delta d^{-1/2}(\text{mm}^{-1/2})$

ベイナイトによる強化： $\Delta TS(\text{MPa})=2.5\Delta V_B(\text{vol.}\%)$

(3) 加速冷却したTi添加鋼の強度上昇への析出強化、フェライト粒微細化強化および変態強化の寄与は加算的であ

る。三者の強度上昇量を比較すると、Ti量の増加とともに変態強化の寄与が大きくなり、加速冷却によるTi添加鋼の著しい強化は加速冷却により生成したベイナイトによる変態強化が主因と考えられる。

(4) Nb添加鋼を加速冷却すると、制御圧延材に比べ高強度化ができる。

(5) Nb添加鋼の高強度化についての組織因子の変化としてはNb(C, N)による析出強化と加速冷却によるフェライト粒微細化強化および加速冷却により生成したベイナイトによる変態強化が主要因である。

Nb(C, N)による析出強化： $\Delta TS(\text{MPa})=1140\Delta\text{Insol. Nb}(\text{mass}\%)$

フェライト粒微細化による強化： $\Delta TS(\text{MPa})=7.7\Delta d^{-1/2}(\text{mm}^{-1/2})$

ベイナイトによる強化： $\Delta TS(\text{MPa})=2.5V_B(\text{vol.}\%)$

(6) 加速冷却したNb添加鋼の強度上昇への析出強化、微細化強化および変態強化の寄与は加算的である。三者の強度上昇量を比較すると、Nb量の増加とともに変態強化の寄与が大きくなり、加速冷却によるNb添加鋼の著しい強度上昇は加速冷却により生成したベイナイトによる変態強化が主因と考えられる。

文 献

- 1) 波戸村太根生, 天野慶一, 志賀千晃: 材料とプロセス, 1 (1988), 907.
- 2) S.Okaguchi, T.Hashimoto and H.Ohtani: Proc.of Thermec 88, ISIJ, (1988), 330.
- 3) 波戸村太根生, 木村光男, 齊藤良行, 弟子丸慎一, 村上宗義: 材料とプロセス, 6 (1992), 1978.
- 4) F.Kurosawa, I.Taguti and R.Matsumoto: J.Japan Inst. Metals. 43 (1979), 1068.
- 5) F.B.Pickering: Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers Ltd., (1978), 54.
- 6) 勝亦正昭, 町田正弘, 川田昭二, 秋山憲昭: 神戸製鋼技報, 33 (1983) 4, 24.
- 7) 志賀千晃, 波戸村太根生, 天野慶一, 榎並禎一: 材料とプロセス, 10 (1982), A227.