

討20 ラインパイプ用Nb含有鋼板溶接熱影響部の靱性

川崎製鉄 技術研究所 志賀千晃 波戸村太根生
志賀厚 鎌田晃郎 大橋延夫

1 緒言

ラインパイプのシーム溶接部にあけるBond, HAZは種々の加熱温度にさらされた不均一組織から成り立っている。すなわちHAZの場合は約600~700°Cの低温度の熱サイクルを受けた部分と、またBondの場合は溶着鋼とも含んでいる。そのうえこれらの部分は内外面のシーム溶接により通常2回の熱サイクルを受けるので性質の影響は複雑なものとなる。本報はX70級Nb-V鋼とNb-Mo鋼を対象とし、溶接熱サイクル再現装置を用いて種々の単一および二重熱サイクルを与え、Nb含有鋼板の溶接熱影響部の靱性についてその特徴と把握するとともに、Nb, V, Mn量が変化したときの影響を調べたものである。

2 実験方法

最高加熱温度と靱性の関係を調べた供試材の化学成分と性質を表1に示す。溶接熱サイクル曲線の一例を図1に示す。最高加熱温度を630~1350°Cまで変えたが、800°Cから500°Cまでの冷却時間は約70秒とした。これらの熱サイクルは20mm厚の鋼板に入熱50 KJ/cmで両側単層溶接したときの熱影響部に相当する。次にX70~80級の範囲で鋼板のNb, V, Mn含有量が溶接熱影響部の靱性におよぼす影響を調べた。供試材のNb, V, Mn以外の成分は表1と同じにして実験用真空溶解炉により50 Kg鋼塊と溶製し、12mm厚の板に制御圧延した。これらの鋼板の平板継手の溶接法は、入熱23.4 KJ/cmの両側単層のサブマージアーク溶接である。本報でBondとは溶着鋼と熱影響部と等量に含む部分と指し、またシャルピー試験での-25°Cの吸収エネルギーとvE-25, 50%延性破面率とvTrsと表示する。

3 結果および考察

3.1 最高加熱温度と靱性 : 図2は両鋼に図1の熱サイクルを与えたときのシャルピー衝撃特性と硬度Hv10の変化を示したものである。含Nb鋼の制御圧延材の溶接熱影響部は加熱された温度によって(1)約1100°C以上の脆化領域、(2)約1000~820°Cの靱性の良好な領域、(3)約800~700°Cの脆化域、(4)約700°C以下の母材の靱性と変わらない領域、の四つに大別される。各領域の光学顕微鏡組織とNb-V鋼について写真1に示す。領域(1)はオーステナイトの粗大化に起因するベーナイトの出現で脆化が起こつ

表1 供試材の化学成分(%)と機械的性質

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	V	Al	N	Ceq
Nb-V	0.06	0.22	1.70	0.007	0.002	0.30	—	0.040	0.029	0.028	0.0042	0.36
Nb-Mo	0.06	0.28	1.73	0.007	0.002	0.19	0.23	0.042	—	0.038	0.0050	0.41

	Thickness mm	Y.S. kgf/mm ²	T.S. kgf/mm ²	Y.R. %	EL %	R.A. %	vE-25 kg-m	vTrs °C
Nb-V	18.3	52.5	59.7	87.9	20.8	79.0	31.7	-124
Nb-Mo	18.3	50.2	65.0	77.2	19.3	72.5	22.7	-136

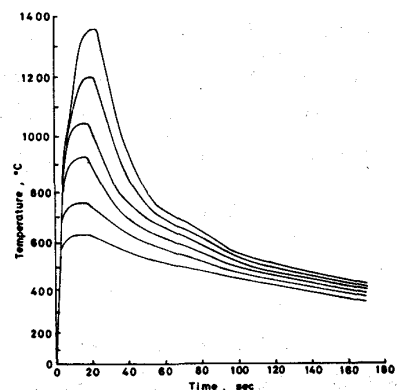


図1 溶接熱サイクル曲線

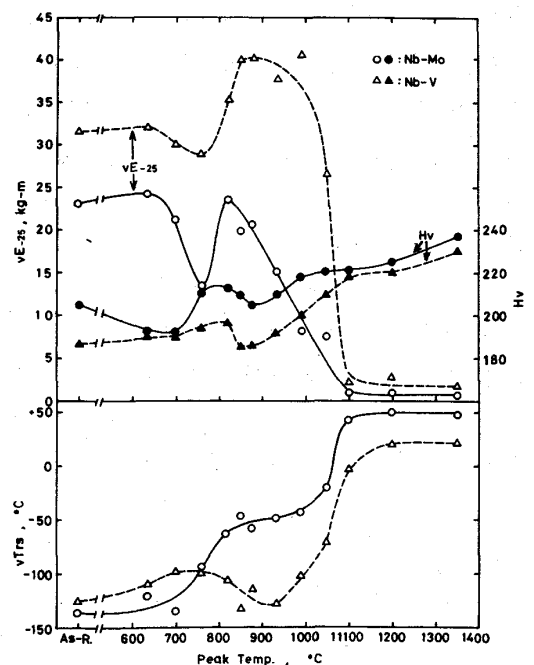


図2 最高加熱温度と靱性vTrs, vE-25 (J/m²) および硬度(Hv)の関係

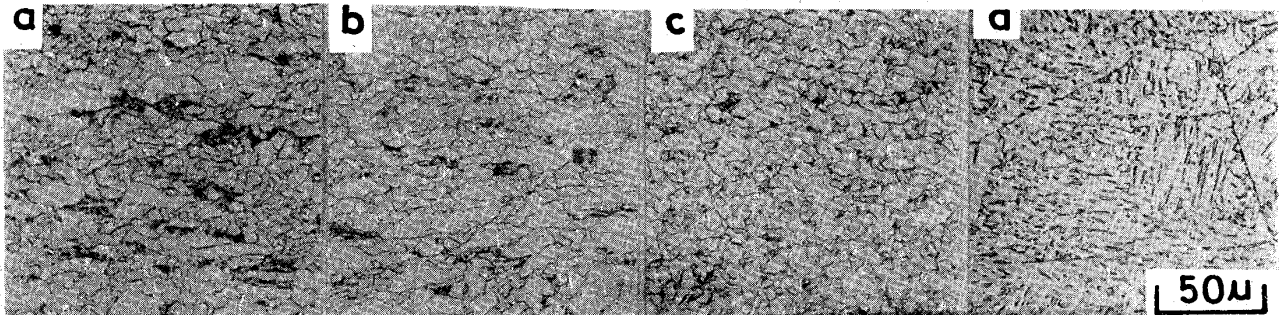


写真1 最高加熱温度によるNb-V鋼の光学顕微鏡組織の変化, (a)母材, (b)760°C, (c)930°C, (d)1350°C

ているが、靱性の良好な領域(2)ではフェライト粒が微細化している。領域(3)は粒径は母材とほぼ同じでパーライトの大部分が消失しており、脆化が顕著なNb-Mo鋼では硬度が上昇している。 vE_{25} の変化も vE_{25} の挙動とほぼ対応しているが、760°C以下の加熱では制御圧延材に特有のセパレーションが発生しているため良好な値を示す。細粒化域でNb-Mo鋼の靱性が劣るのは、ベーナイトおよびマルテンサイト-オーステナイト混合物(以下M-A混合物と略す)が存在するためと考えられる。つぎに領域(3)により詳しく調べるために、この温度での保持時間および冷却速度が靱性に及ぼす影響を調べた。図3は760°Cでの保持時間の影響を調べたもので、昇温速度、冷却速度は図1と同じである。Nb-Mo鋼の vE_{25} は5秒間の保持で約8 kg-mも低下し、それ以上の時間ではゆるやかに減少する。一方Nb-V鋼では60秒保持しても約2~3 kg-mしか劣化しないが、10分間保持するとNb-Mo鋼と同程度にまで劣化する。両鋼を10秒間保持したときの電顕レプリカ組織を写真2(a), (b)に、Nb-V鋼を10分間保持したときの組織を(c)に示す。Nb-Mo鋼と10分間保持したときの組織も(c)とまったく同じである。つまり保持時間が長くなるにつれて粒界にM-A混合物が出現してくることがわかる。図4は760°Cでの保持時間と60秒に固定して、冷却速度を変えたときの靱性の変化を示す。Nb-V鋼の vE_{25} は冷却速度が速くなるにつれて減少するのに対し、Nb-Mo鋼のそれは逆に良くなる。組織との対応から、冷却速度が遅くなるとNb-V鋼では粒界に沿うM-A混合物が減少して写真2(b)のような島状のフェライト粒に変わっているのに対し、Nb-Mo鋼では空冷しても高炭素化したM-A混合物が残存するのが観察される。図1で保持時間と10分間とし、加熱温度を変化させて調べた結果、Ac1(両鋼680°C)とAc3(Nb-V鋼850°C, Nb-Mo鋼870°C)間の2相域温度で加熱されたところは両鋼ともに劣化しており、またこれらの試料を焼戻すと靱性は母材より向上していることがわかった。これらの事実から(および)2相域にさらされた熱影響部の靱性の劣化は、析出Nb(C,N)量の増加によるものと考えられるが、主因は加熱されたとき優先的にオーステナイト化するフェライト粒界ならびにパーライトの一部にC等が濃縮するため、冷却過程でそこにM-

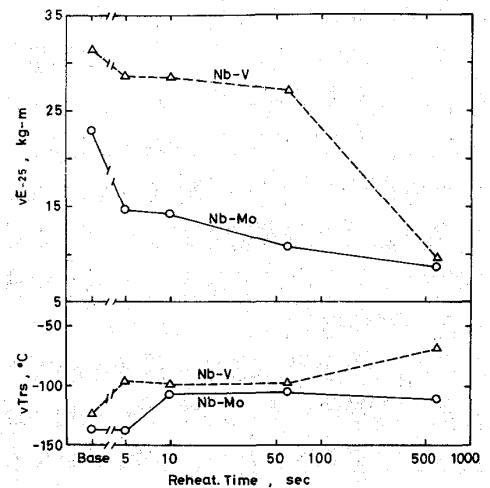


図3 760°Cでの保持時間の影響

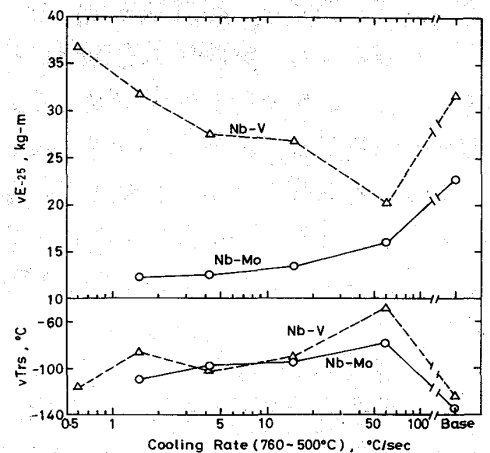


図4 760°C, 60sec 加熱後の冷却速度の影響

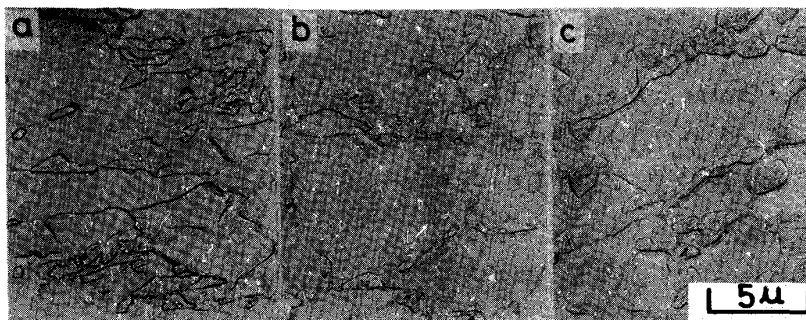


写真2 760°C加熱試料の電顕レプリカ組織

保持時間10秒(a) Nb-Mo鋼, (b) Nb-V鋼, 保持時間10分(c) Nb-V鋼

—A混合物を形成するためと考えられる。冷却速度を遅くしてもこの混合物が出やすいのがMo鋼の特徴である。

両側単層溶接の熱サイクルとシュミレートしてつぎに二重熱サイクルと与えたものと単一熱サイクルと与えたものの靱性の比較をNb-V鋼について図5に示す。Nb-Mo鋼の結果もこれと同じ傾向を示すが、1050°C + 760°Cの二重熱サイクルと受けたものは1350°Cの単一熱サイクルの熱影響部に近い劣化を示すことが注目される。1350°C + 600°Cの熱影響部の靱性値からわかるように、1回目の熱サイクルで粗粒化したところはAc1桌以下の温度で焼戻しても靱性は向上しない。それは1回目の熱サイクルで固溶したNbがふたたび炭窒化物となって析出していることによると考えられる。また1050°C + 760°Cの熱影響部の靱性からわかるように、粗粒化した熱影響部と(γ+α)2相域温度に再加熱すると、単一熱サイクルの場合よりも顕著に脆化することが注目される。1350°C + 760°Cの場合も同様で、これらの試料の組織には粗大化したオーステナイト粒界に沿うM-A混合物が観察される。ゆえに1回目の熱サイクルで粗粒化した部分は、Ac3桌以下の2回目の熱サイクルと受けてもNb(C,N)の再析出と粒界に沿うM-A混合物の形成のため靱性が向上しないといえる。

3.2 含有Nb, V, Mn量が熱影響部の靱性におよぼす影響: 図6は図中に記した成分系でNb, Vと単独に変え、1050°Cの単一熱サイクルと与えたときの結果を示し、また図7はNb, V量の和が0.15%になるようにしてNb, V量と同時に変えた場合の結果を示す。900°Cの熱サイクルは細粒化の度合と、1050°Cのそれはオーステナイト粒の粗大化の目安と、そして1200°Cのそれは粗粒域の靱性を調べるために選んだ。この結果によると、900°Cの細粒化効果も、粗粒化温度もまた1200°Cの粗粒域の靱性もすべてVよりNb含有量によって支配されることわかる。供試材0.15%Nb鋼, 0.06%Nb-0.09%V鋼

0.02%Nb-0.12%V鋼, 0.14%V鋼の母材のフェライト平均粒径はそれぞれ5.1μ, 5.5μ, 6.2μ, 6.9μとNb量の増加とともに細くなっている。900°C加熱での細粒化の度合がNb量の多いものほど顕

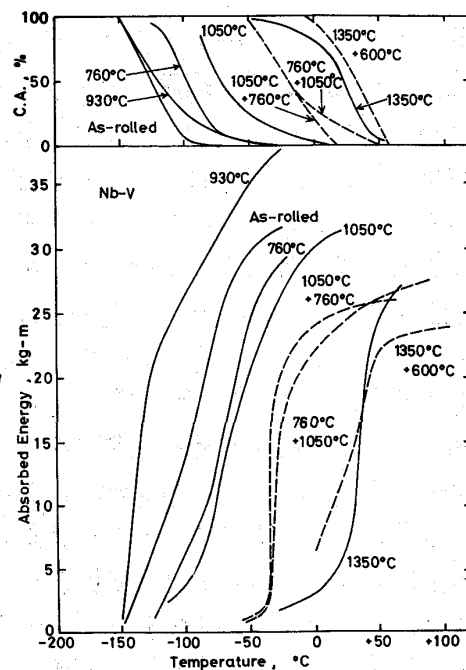


図5 単一および二重熱サイクルを受けたNb-V鋼のシャルピー衝撃遷移曲線

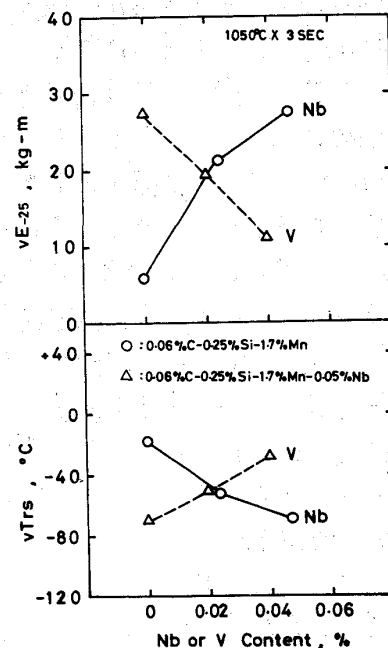


図6 溶接熱影響部(1050°C熱サイクル)の靱性におよぼすNb, V量の影響

著なのは、これら母材の粒度の差に由来しているのか、あるいはこの温度での細粒効果が履歴に関係なくNb量が多いほど大きいためのものはわからない。1050°C加熱でNb量の高いものの方が韌性が良好なのは、Nb(C,N)の増加による粒成長の抑制効果に起因すると考えられる。1200°Cにさらされた場合は析出Nbが固溶し粗粒化する。この固溶Nb量が多いほどベーナイトの発生を容易にして針状フェライトを出にくくする。またこのNbが固溶した部分に600°Cの2回目の熱サイクルを与えるとNb量が多いほどNb(C,N)量が増えるため韌性が劣化する。これらの点でNb量を多くすることは1200°C以上の熱影響部にとっては有害である。図8は平板継手のBond部韌性におよぼす母材のNb, V量の影響を示したものである。Bondの vE_{25} は(Nb+V)量が0.10%までなら一定の値を示す領域があること、またNb量を0.02%から0.06%へと増やすと2~3 kg-mではあるが良好となり、0.16%にさらに増やすと劣化するピーク現象があることがわかる。Nb含有量の増加は、溶着鋼の韌性には有害である⁽¹⁾⁽²⁾、また上記の結果によると約1200°C以上にさらされた部分もベーナイト発生とNb(C,N)析出量増加のため不利であったが、約1050°C以下にさらされた部分にとっては細粒化効果と粗大化温度上昇に伴う細粒化領域拡大効果のため有利であった。母材のNb, V量の増加に対して、Bondと構成する各部分にとって正負の韌性の感受性があるため、Bondの vE_{25} は両成分の和が0.10%までなら、ほぼ一定な値を示し、その中でも0.06% Nbでピーク値を示すのは溶接熱影響部の細粒化領域が最も大きく支配したところといえる。Bond部の韌性に対するNb, V量の関係は、もちろん板厚、開先形状、入熱量によって多少変わるであろう。図9は図中に示したX70~80級のNb-V鋼およびNb-Mo鋼でMn量を変えたときの継手Bond部の韌性、 vE_{25} の変化を示す。Mn量と低くすると粗大と粒から針状フェライトが出るため韌性は著しく向上する。またMn量と高くして炭素当量を上げると、粗大と粒がベーナイト化することと、そしていったん粗大化した領域が($\delta+\alpha$)2相温度に再加熱を受けると写真3に示すような粒界に沿うM-A混合物が現れることで大きく劣化する。両鋼ともMn量によって溶接熱影響部の韌性が大きく支配されることがわかる。

参考文献

(1) A. Dhiga, H. Imura and J. Tauboi: IIW Doc. IX-1049, -77.

(2) T. Yamaguchi, T. Osuka, T. Taira and N. Sawasaki: Symposium, Micro Alloying 75, America, 1975, P49. 写真3 1350°C+700~800°C熱サイクル相当の平板継手部のレプリカ組織

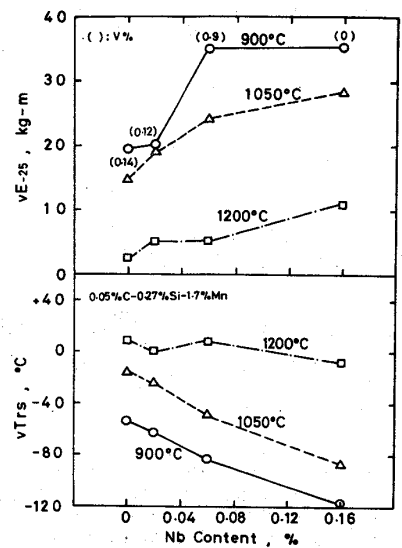


図7 溶接熱影響部(900, 1050, 1200°C熱サイクル)の韌性におよぼすNb, Vの影響(Nb+V~0.15%)

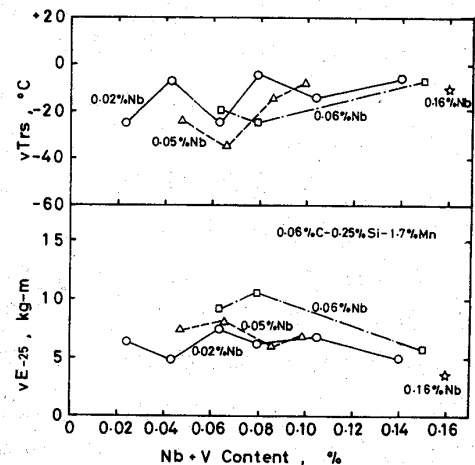


図8 溶接Bond部の韌性におよぼす(Nb+V)量の影響

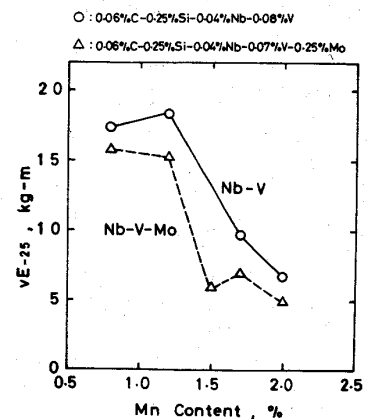


図9 溶接Bond部の韌性におよぼすMn量の影響