

高Nb含有鋼の水素吸蔵挙動

大村 朋彦*・櫛田 隆弘*・宮田 佳織*・小溝 裕一*

Hydrogen Absorption of High Nb Bearing Steel

Tomohiko OMURA, Takahiro KUSHIDA, Kaori MIYATA and Yu-ichi KOMIZO

Synopsis : Effects of niobium addition on strengthening, hydrogen absorption and hydrogen embrittlement have been investigated paying attentions to carbides morphologies by using laboratory melted clean steels. Addition of niobium and austenitizing at high temperature enhanced temper softening resistance due to fine niobium carbide precipitation during subsequent tempering. Addition of both niobium and vanadium improved temper softening resistance furthermore. High niobium steel absorbed less hydrogen in corrosive media than high vanadium steel. It would attribute to small size and incoherency of niobium carbide. High niobium steel showed good resistance to hydrogen embrittlement. It would be due to both uniform dispersion of cementite by high temperature tempering and low hydrogen absorption.

Key words : high strength low alloy steel; niobium; precipitation hardening; hydrogen embrittlement.

1. 緒言

鉄鋼材料の炭窒化物起因の水素トラップ挙動に関しては、Ti系炭窒化物が不可逆的な水素トラップサイトとして働くことが知られている¹⁻³⁾。また、最近では微細V炭化物による水素トラップ効果を活用し、高強度化と耐遅れ破壊性を両立させる技術が検討されており⁴⁻⁶⁾、V炭化物の析出形態と水素トラップ挙動の相関についても詳細な報告がされている⁷⁾。NbもTiやVと同様に炭化物生成能の強い元素であるが、耐水素脆性への効果はピニングによる旧オーステナイト粒の微細化と理解されている^{8,9)}。水素トラップや水素脆性に及ぼすNbの影響を調べた例は少ないが、強い水素トラップ能を有するとの報告²⁾と、ほとんど影響しないとの報告^{10,11)}がある。

本研究では、高温での固溶化熱処理によりNbを十分固溶させた後に、焼戻しにより微細炭化物として析出させた鋼を用いて、強化、水素トラップ、耐水素脆性に及ぼすNbの効果を調査した。さらに、Nb鋼とV鋼の差異、NbとVの複合添加の効果についても検討し、炭化物の析出形態

に着目して機構を考察した。

2. 実験

Table 1に示すNbおよびVを含有する低合金鋼を各々150kg真空溶製し供試材として用いた。炭化物の作用をより明確に観察するために、不純物を極力低減した高純鋼を用いた。これらの鋼を厚さ15mmの板材に熱間鍛造した後、1173~1573Kの温度で900s保持後水冷の固溶化熱処理を施し、その後873~1013Kで1800s保持後放冷の焼戻しを行って強度を調整した。

また、これらの鋼を厚さ60mmの板材に熱間鍛造した後、1423~1573Kの温度で900s保持、旧オーステナイト粒径を変化させるために断面減少率が30%の熱間圧延を施し水冷を行い、厚さ15mmの板材とする熱処理も実施した。この際、圧延仕上温度を圧延パスの調整により1223~1423Kの間で変化させた。その後873~1013Kで1800s保持後放冷の焼戻しを行って強度を調整した。このプロセスをFig. 1に示す。本実験条件では旧オーステナイト粒に異方性は

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	B	N
Base	0.24	0.11	0.20	0.001	0.001	0.49	0.70	0.030	-	0.015	0.032	0.0003	0.001
0.1Nb	0.24	0.11	0.19	0.001	0.001	0.50	0.70	0.086	-	0.014	0.032	0.0003	0.001
0.2V	0.24	0.09	0.19	0.001	0.001	0.49	0.69	0.029	0.20	0.015	0.034	0.0003	0.001
0.05Nb+0.1V	0.23	0.10	0.20	0.001	0.001	0.49	0.76	0.051	0.11	0.014	0.034	0.0005	0.001

平成15年8月21日受付 平成15年11月21日受理 (Received on Aug. 21, 2003; Accepted on Nov. 21, 2003)

* 住友金属工業(株) 総合技術研究所 (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660-0891)

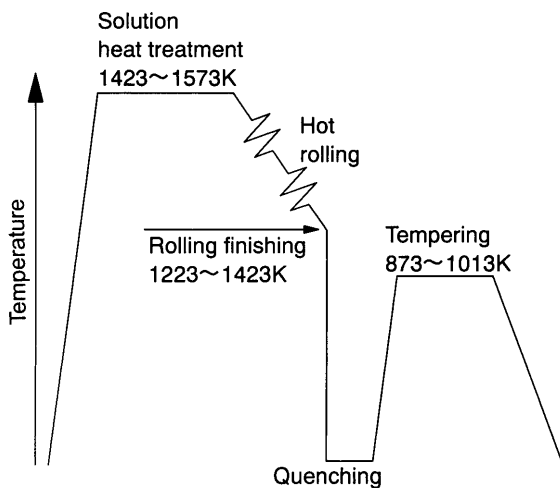


Fig. 1. Heat treatment process.

Table 2. Test conditions.

NaCl	CH ₃ COOH	Bubbling	Temperature	Initial pH
5mass%	0.5mass%	0.1atmH ₂ S+0.9atmN ₂	298K	2.8

見られず、再結晶状態であると考えられた。

これらの板材の肉厚中央部から長手方向に平行部径6mmの丸棒引張試験片を採取し、常温で引張強さを測定した。また、10×10×10 (mm)の寸法の試験片を採取し板材の断面方向に樹脂埋込みし鏡面研磨後、ピクリン酸で腐食し旧オーステナイト粒径を測定した。炭化物の形態は抽出レプリカ法および薄膜法により電子顕微鏡を用いて観察し、回折像に基づき構造を、EDX (エネルギー分散型X線回折) により組成を同定した。また、2×10×40 (mm)の寸法の浸漬試験片を板材の長手方向に採取し、Table 2に示す水溶液中に浸漬した後に、鋼中に吸蔵された水素濃度を昇温分析法により測定した。100h以上の浸漬では吸蔵水素濃度が飽和することを確認し、浸漬時間は100hとした。水素分析には四重極分析計を用い、真空のチャンバー内に表面スケールを除去した試験片を設置し、赤外炉により0.167K/sの一定速度で1273Kまで昇温して水素放出曲線を得た後、673Kまでに放出された水素を拡散性水素濃度として測定した。また、平行部径6.35mmの丸棒引張試験片を用いて定荷重を負荷しつつ同環境中に720h浸漬し、破断しなかった最大応力を限界応力として耐水素割れ性を評価した。

3. 結果

3.1 Nbによる強化

Fig. 2に焼戻し軟化抵抗に及ぼすNbおよびVの効果を示す。1523Kの固溶化熱処理後に仕上温度1423Kで熱間圧延を行い水冷、その後焼戻しを行い強度を変化させた。Nb

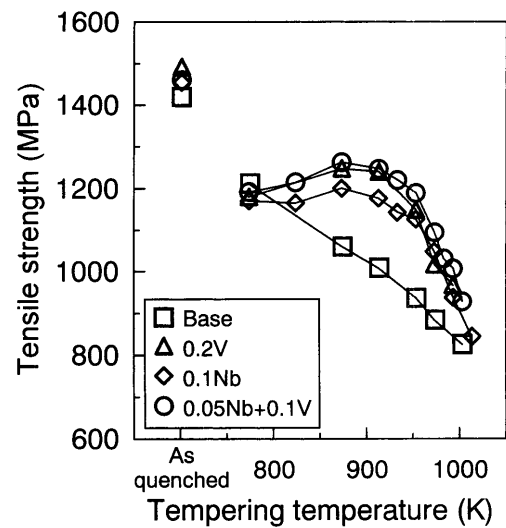


Fig. 2. Effect of Nb and V addition on tempering resistance (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

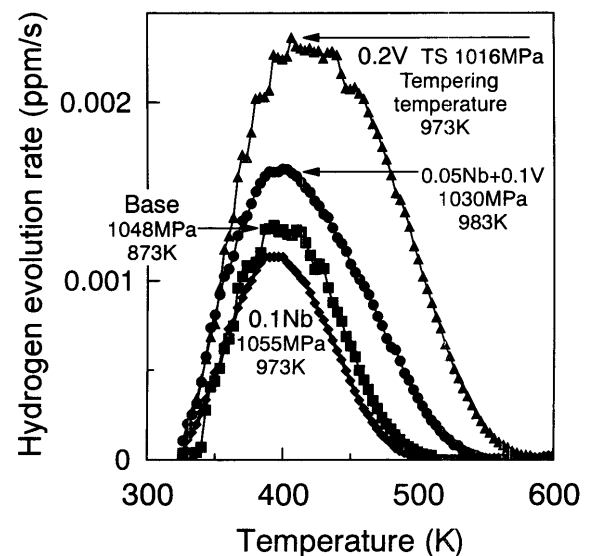


Fig. 3. Hydrogen thermal analysis at a heating rate of 0.167K/s (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

添加によりV添加と同程度の強化が可能なること、NbとVの複合添加によりさらに強化できることが見出された。ベース鋼は焼戻し温度に依存して単調に強度が低下するのに対して、NbおよびVを含有させた鋼は900K近傍の焼戻しで強化のピークを有した。焼入れまま、800K以下の焼戻しおよび1000K以上の焼戻しでは、NbおよびVの効果は小さかった。

3.2 水素トラップ挙動

各鋼種をTable 2に示す環境に100h浸漬した後、昇温法により得られた水素放出曲線を比較するとFig. 3の傾向を示した。いずれも焼戻しにより引張強さを1000MPa級に調整している。吸蔵水素濃度はベース鋼と0.1%Nb鋼がほぼ同程度で、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.2%V鋼の順にV添加

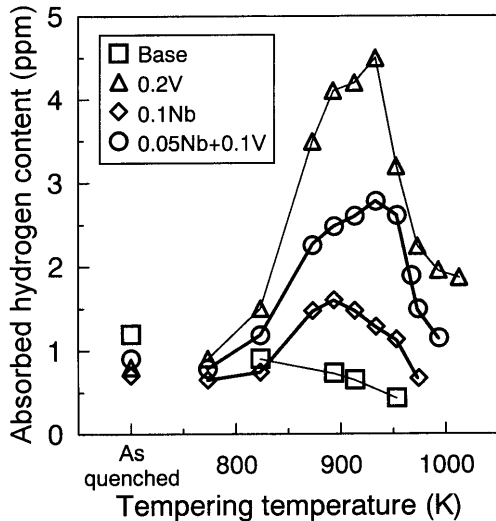


Fig. 4. Absorbed diffusible hydrogen content (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

に応じて増加し、鋼種間の差は大きい。また、放出ピークもベース鋼や0.1%Nb鋼に比べて、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.2%V鋼と吸蔵水素濃度の多い順に高温側に移行した。

水素放出曲線を673Kまで積分して算出した水素濃度を拡散性水素濃度として、焼戻し温度で整理するとFig. 4の傾向を示した。ベース鋼では焼戻し温度の上昇に伴い吸蔵水素濃度は単調に減少したが、0.1%Nb鋼は893K、0.05%Nb+0.1%V鋼と0.2%V鋼は933Kに水素吸蔵のピークを有した。ピークの温度域近傍では、ベース鋼、0.1%Nb鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.2%V鋼の順に吸蔵水素濃度は多くなり、焼戻し温度が800K以下では差は小さかった。

3.3 水素割れ挙動

浸漬試験と同環境中で、定荷重試験により各鋼種の耐水素割れ性を評価した。固溶化熱処理温度とその後の熱間圧延の有無や圧延仕上温度を変化させることにより旧オーステナイト粒度を変化させ、焼戻しにより引張強さを1050~1100MPaに揃えて評価に供した。測定された限界応力を旧オーステナイト粒度で整理してFig. 5に示す。ベース鋼に比較して、0.2%V鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.1%Nb鋼の順に限界応力は向上しており、NbおよびV添加が耐水素割れ性の改善に有効であることが認められた。また、いずれの鋼種も粒度が大きくなるほど限界応力は低下した。特にベース鋼ではその傾向が顕著であり、NbおよびVを含有させた鋼では限界応力の高い粒度の範囲が広い特徴があった。特に0.1%Nb鋼は旧オーステナイト粒径が30~180 μm の広範囲で良好な耐水素割れ性を示した。

Fig. 5中の焼戻し温度は粒度が小さい条件から大きい条件へ、ベース鋼は853K、863K、873K、873K、0.2%V鋼は973K、993K、983K、0.05%Nb+0.1%V鋼は993K、983K、993K、1003K、993K、1003K、0.1%Nb鋼は973K、973K、983K、983Kである。本実験条件ではいずれの鋼種

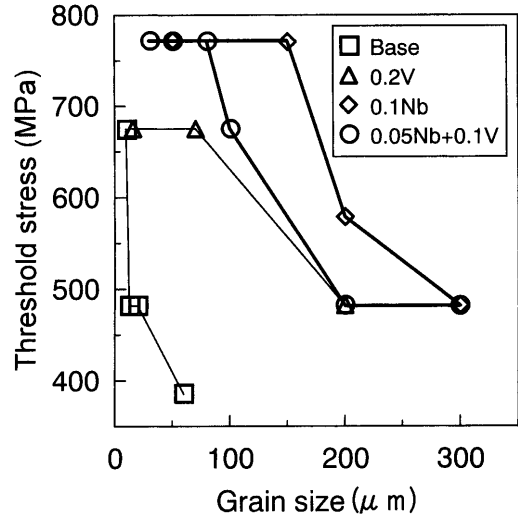


Fig. 5. Hydrogen cracking resistance (TS 1050~1100 MPa).

も粒度が大きくなるほど焼戻し温度が高い関係にあった。この機構は、高い固溶化熱処理温度あるいは高い圧延仕上温度ほど粒度が大きく、かつ固溶する炭化物量が増すため焼戻し温度が高まったことと考えられる。また、0.1%Nb鋼、0.2%V鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼の焼戻し温度はいずれも970K以上であり、ベース鋼に比べ100K以上高く、Fig. 2に示した焼戻し軟化抵抗の傾向を反映していた。

Fig. 6に水素割れ試験後のベース鋼と0.1%Nb鋼の割れ破面を比較した。(a)のベース鋼は873K、(b)の0.1%Nb鋼は973Kで焼戻しを行った試材であり、同強度レベルでの比較である。ベース鋼は典型的な旧オーステナイト粒界割れを呈したのに対し、0.1%Nb含有鋼は粒内割れであった。ベース鋼では引張強さが1000MPa級では粒度に関わらず粒界割れが観察された。一方、0.1%Nb鋼、0.2%V鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼は引張強さが1000MPa級では粒度に関わらずすべて粒内割れであった。

3.4 炭化物の析出形態

Nbによる強化、水素トラップ、耐水素割れ性の向上機構は炭化物の析出形態に相関していると考え、鋼中に析出した炭化物の形態を詳細に解析した。

薄膜法による電子顕微鏡観察により、NbおよびVを含有する鋼では、微細炭化物が析出していることが確認された。この形態をFig. 7に示す。(a)は0.2%V鋼、(b)は0.1%Nb鋼、(c)は0.05%Nb+0.1%V鋼であり、いずれも973K焼戻し材である。ベース鋼では微細炭化物は観察されなかったことから、NbおよびV添加による強化機構は、焼戻し時に生成したこれらの微細炭化物による析出強化であると推定される。Fig. 7の(a)(b)(c)はいずれもMC型炭化物(M=Mo, V, Nb)であることを回折像により確認したが、その寸法は鋼種により異なり、0.1%Nb鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.2%V鋼の順に大きくなった。すなわち、V添加によりMC型炭化物は粗大化する傾向にあっ

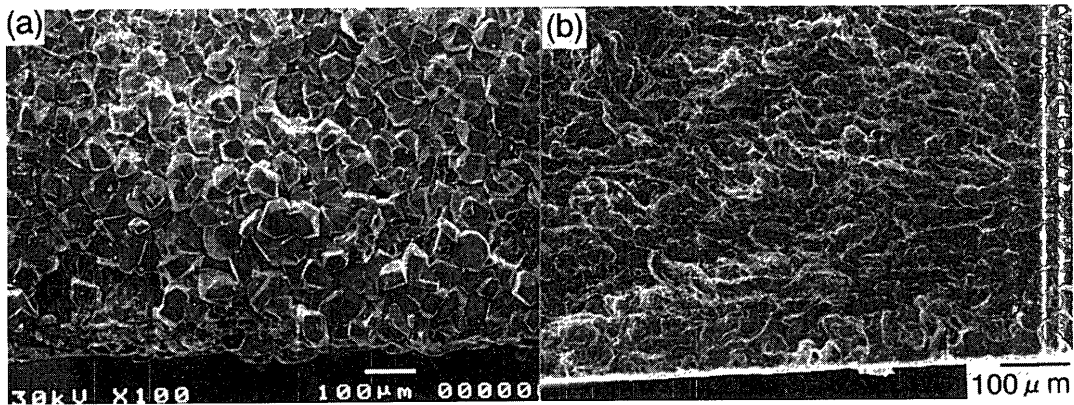


Fig. 6. Fracture surface (a) base steel (TS 1048 MPa, tempering temperature 873K), (b) 0.1Nb steel (TS 1055 MPa, tempering temperature 973K) (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

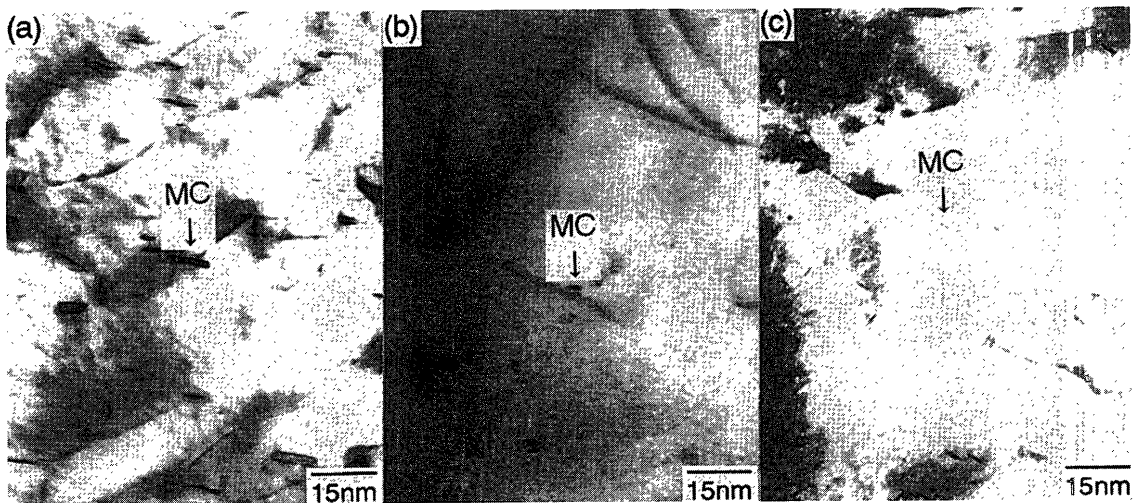


Fig. 7. MC carbide (a) 0.2V steel, (b) 0.1Nb steel, (c) 0.05Nb+0.1V steel (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K, tempering temperature 973K).

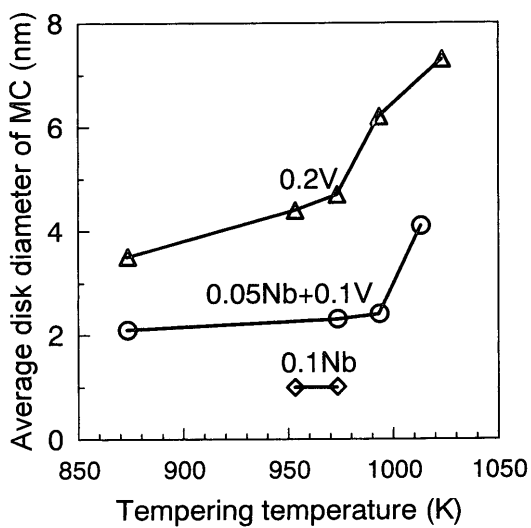


Fig. 8. MC carbide size (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

た。Fig. 8に写真上のMC型炭化物の長径を焼戻し温度で整理して比較した。焼戻し温度が高まるほどMC型炭化物は粗大化する傾向にあり、同じ焼戻し温度で比較すると、

Table 3. Chemical compositions of MC carbides (mass%, solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K, tempering temperature 973K).

Steel	Fe	Cr	Mo	Mn	V	Nb	Ti
0.1Nb	1.4	2.3	30.2	1.3	0	61.2	3.6
0.2V	2.6	1.5	57.6	1.4	26.2	8.1	2.7
0.05Nb+0.1V	2.2	1.9	52.2	1.7	26.9	12.8	2.3

前述のように0.1% Nb鋼、0.05% Nb+0.1% V鋼、0.2% V鋼の順に大きくなった。Table 3にMC炭化物の組成分析結果を示す。いずれも単独組成ではなく、0.1% Nb鋼ではNbおよびMo、0.2% V鋼ではMoおよびV、0.05% Nb+0.1% V鋼ではMo、VおよびNbから成る複合炭化物が生成していることが確認された。

また、Fig. 6に示すようにNb添加により水素割れの破断形態が粒界割れから粒内割れに移行したことから、旧オーステナイト粒界近傍の炭化物形態を抽出レプリカ法により観察した。この結果をFig. 9に示す。(a)はベース鋼の

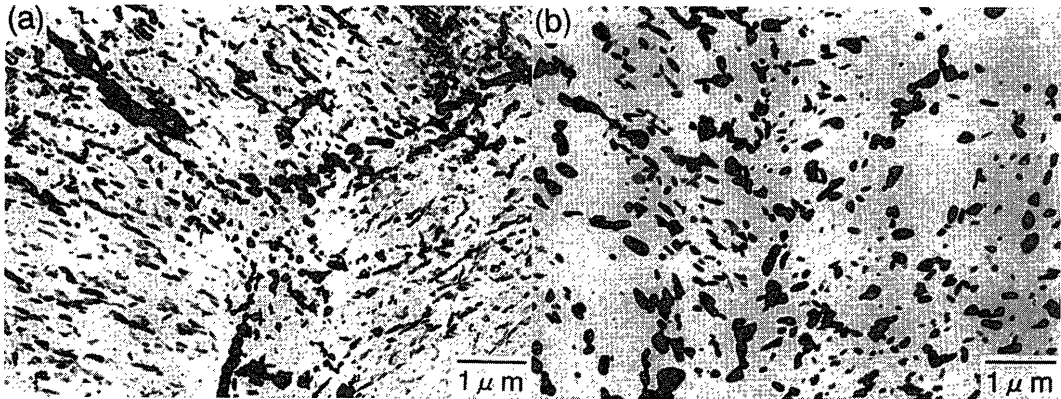


Fig. 9. Carbide morphology (a) base steel (TS 1048 MPa, tempering temperature 873K), (b) 0.1Nb steel (TS 1055 MPa, tempering temperature 973K) (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

873K 焼戻し材で引張強さ 1048 MPa, (b)は 0.1% Nb 鋼の 973K 焼戻し材で引張強さ 1055 MPa であり, 同強度レベルでの比較である。写真の倍率で観察される炭化物は M₃C 型炭化物 (cementite, M=Fe, Cr, Mo 等) であることを回折像により確認した。ベース鋼では旧オーステナイト粒界にフィルム状の M₃C が選択的に析出するのに対して, 0.1% Nb 鋼では球状化した M₃C が均一に分散する傾向を示した。画像解析により Fig. 9 で観察された M₃C の球状化率を測定し, 平均化した値を焼戻し温度で整理して Fig. 10 に示す。M₃C の形態は焼戻し温度に強く依存し, 焼戻し温度が高まるほど M₃C が球状化することが定量化された。焼戻し温度が同一であれば, M₃C の球状化率に鋼種間の差は認められなかった。

4. 考察

4.1 強化機構

Nb および V 添加による焼戻し軟化抵抗の向上は, 前述のように焼戻し時に生成した微細な MC 型炭化物による析出強化が機構であると推定される。Fig. 2 に示す焼戻しに伴う強度の変化, すなわち 900K の焼戻しで強化の極大を持つ現象は, 焼戻し過程での MC 型炭化物の析出による強化と, 過度の焼戻しにより MC 型炭化物が凝集粗大化し析出密度が低下することによる強化能の消失を表していると考えられる。

ここで, Nb および V による強化能を以下のように比較した。微細析出物による強化能が単純に Orowan 則に従う¹²⁾と仮定すると, 強度は分散粒子の析出密度に依存すると考えられる。耐水素割れ性を評価した 950K 以上の焼戻し温度では, Fig. 2 に示すように 0.1% Nb 鋼, 0.2% V 鋼, 0.05% Nb+0.1% V 鋼はほぼ同強度であることから, いずれの鋼中にも同程度の析出密度で MC 型炭化物が生成していると解釈される。

一方, Fig. 7~8 に示すように, MC 型炭化物の個々の大きさは鋼種によって大きく異なり, 0.1% Nb 鋼が最も微細

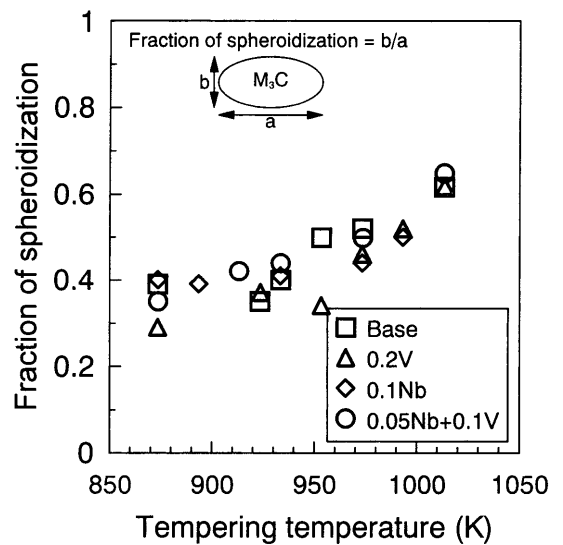


Fig. 10. Fraction of spheroidization of cementite (solution heat treatment 1523K, rolling finishing temperature 1423K).

である。従って, MC 型炭化物の総量は 0.1% Nb 鋼が最も少ないはずである。この差異は, Nb と V の含有量の差に反映されている。Nb と V の含有量をそれぞれの mol% で比較すると, 0.1 重量% Nb 鋼は 0.06 mol% Nb 鋼, 0.2 重量% V 鋼は 0.22 mol% V 鋼, 0.05 重量% Nb+0.1 重量% V 鋼は 0.03 mol% Nb+0.11 mol% V 鋼となる。すなわち, Nb は MC 炭化物を微細化するため少ない含有量で V と同程度の析出密度を確保でき, 強化に有効に働くと解釈される。MC 型炭化物の大きさが Nb 含有鋼と V 含有鋼で異なる理由は, Nb の方が V よりも鋼中の溶解度積および拡散係数が小さく, オストワルド成長係数が小さい¹³⁾ことで説明できる。

また, Nb と V を複合添加した 0.05% Nb+0.1% V 鋼では, 各々の溶解度積の違いから Nb 炭化物, V 炭化物の順に二種類の炭化物が逐次析出すると予想されたが, 予想に反し Mo, Nb, V を含有する複合炭化物が生成した。高温の固溶化熱処理により Nb を十分固溶させた後に焼戻しを行えば, Mo-V 系の MC 型炭化物中に Nb が含有され, 微細炭化

物を形成し強化へ大きく寄与する働きが見出されたと言える。

4.2 水素トラップ機構

Fig. 4に示すNbおよびV含有鋼の水素吸蔵の焼戻し温度依存性は、Fig. 2の焼戻し軟化抵抗と同様に900K近傍にピークを持つことから、MC型炭化物の析出密度に依存していると考えられる。MC型炭化物は母相との界面、あるいは界面の整合歪み場に水素をトラップすると考えられる。すなわち、炭化物の析出密度が最大となる900K近傍の焼戻しでは多くの水素を吸蔵し、焼戻し温度が高くなると析出密度の低下による総界面積の減少、あるいは整合性の低下によりトラップする水素量は少なくなると解釈される。特に0.1%Nb鋼では焼戻し温度が950Kを超えるとベース鋼との差異は小さくなり、見かけ上Nbは水素トラップに影響しなくなる。従来からピニングに活用されてきたNb炭化物は高温で生成する未固溶炭化物であり、非整合化しており水素トラップへの影響は小さいことがここから連想される。

Fig. 3の昇温分析により得られた水素放出曲線において、Nbの影響は顕著でないが、Vを含有させた鋼は放出ピークが高温側に移行する傾向を示した。横田らは組織観察とピーク分離技術を併用した解析により、V炭化物による水素トラップは転位や粒界等よりも高温側に放出ピークを持つことを報告している¹⁴⁾。

Nb鋼とV鋼の水素吸蔵濃度の大きな差異には、MC型炭化物の形態の違いが影響していると考え、機構を以下のように考察した。まず、Fig.11に模式図化したように、MC型炭化物の大きさが異なる点が作用すると考えられる。水

素が炭化物と母相との界面、あるいは界面の整合歪み場にトラップされるとすると、鋼中への吸蔵水素濃度は個々の炭化物の界面積に析出密度を乗じた総界面積に依存すると考えられる。4.1で考察したように、焼戻し温度が950K以上ではNb鋼とV鋼でMC型炭化物の析出密度に差はないと解釈される。一方、個々のMC炭化物の大きさを比較するとV炭化物よりもNb炭化物の方が微細であるため、Nb鋼とV鋼の水素吸蔵の差異には個々のMC型炭化物の寸法の違いが影響していると考えられる。

また、第二の機構として、Nb炭化物とV炭化物との格子定数の違いも影響している可能性がある。MC型炭化物は母相とBaker-nuttingの関係¹⁵⁾を保ちつつ整合析出するといわれている。VC ($a=4.17\text{ \AA}$)は母相 ($a=4.05\text{ \AA}$)の格子定数とのずれが小さいのに対して、NbC ($a=4.47\text{ \AA}$)は母相とのずれが大きいため、焼戻し過程で早期に非整合化し、整合歪み場が少ない可能性がある。Fig. 4に示すように0.1% Nb鋼の吸蔵水素濃度は893Kがピークであり、0.05%Nb+0.1%V鋼や0.2%V鋼の933Kに比べて低い温度であることもこの仮説を支持する。すなわち、MC型炭化物の大きさや整合性の違いが水素トラップに影響していると考えられる。一方で、横田らはNb含有鋼の吸蔵水素濃度が低い理由を、炭化物の熱膨張率が影響していると考察しており¹¹⁾、炭化物の水素トラップ機構に関しては今後の詳細な検討を要する。

4.3 耐水素割れ性の向上機構

耐水素割れ性はFig. 5に示すようにベース鋼、0.2%V鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.1%Nb鋼の順に向上した。一方、吸蔵水素濃度はFig. 3とFig. 4に示すようにベース鋼が最

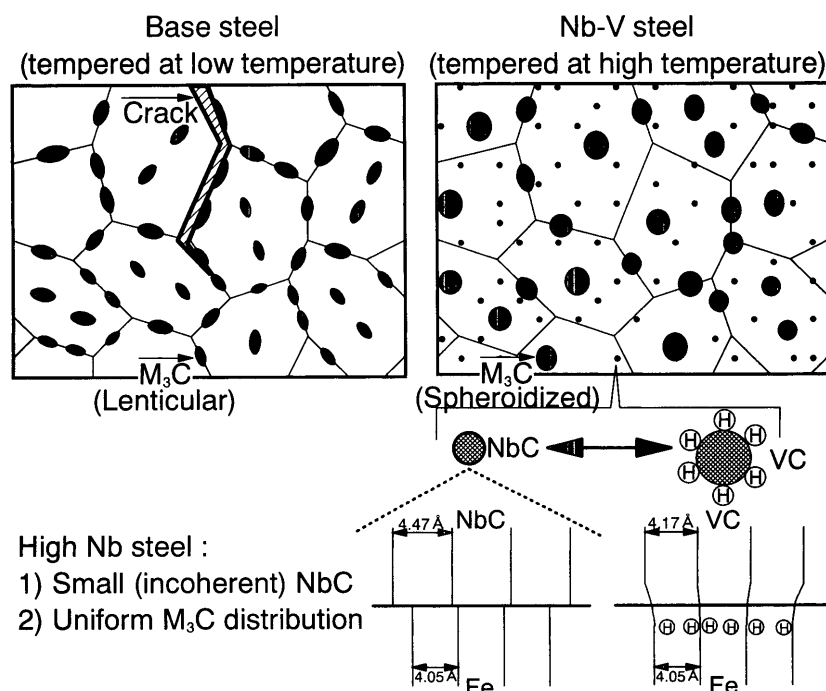


Fig. 11. Effect of carbide morphology on hydrogen embrittlement.

も少なく、0.1%Nb鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.2%V鋼の順に増加した。すなわち、ベース鋼は吸蔵水素濃度が少ないにも関わらず耐水素割れ性は不劣であり、吸蔵水素濃度の順列と耐水素割れ性の順列が対応しなかった。この機構はFig.11に模式図化したように、粒界炭化物(M_3C)の形態変化に基づいて説明できる。ベース鋼では高強度を得るための焼戻し温度が低くなることからFig. 9(a)のように粒界にフィルム状の M_3C が選択析出し、この炭化物形状がFig. 6(a)に示すように粒界割れ型の水素割れを誘発したと考えられる。このため、細粒化により粒界割れに対する抵抗性を増せば、耐水素割れ性は改善される。一方、NbやVを含有する鋼では、高温焼戻しが可能となるため M_3C が球状化、均一分散し、粒界破断が起こりにくくなるため、耐水素割れ性が向上すると考えられる。Nb鋼およびV鋼は、ベース鋼よりも広範囲の粒度まで耐水素割れ性が良好であることもこの機構を裏付ける。 M_3C の均一分散に主眼を置き耐水素脆性を向上させる手法に関しては高温焼戻し^{4,5)}の他に、ベイナイト組織の活用¹⁶⁾やオースフォーム処理の効果が報告されている^{17,18)}。

さらに、高温焼戻しを前提とすれば、言い換えればNbおよびVを含有する鋼では、吸蔵水素濃度の少ない鋼種の方が耐水素割れ性が良好であり、吸蔵水素濃度と耐水素割れ性の順列が対応した。4.2で考察したように、水素吸蔵はMC型炭化物の形態に強く依存していると考えられる。MC型炭化物の水素脆性への作用機構については諸説有るが、例えばV炭化物による水素トラップは遅れ破壊に対して有害性は小さいと報告されている⁴⁻⁶⁾。一方で、連続的に水素が侵入する過酷な腐食環境ではMC型炭化物による水素トラップは水素の無害化に効果がないとの指摘もある¹⁹⁾。本検討ではV鋼に比べてNb鋼の方が優れた耐水素割れ性を示したことから、水素が連続的に侵入する環境ではMC型炭化物が微細で、トラップする水素量の少ない鋼の方が水素割れの防止には望ましいことが示唆された。ただし、MC型炭化物の水素割れへの作用は定量化できておらず、今後の課題である。

水素割れに及ぼす炭化物の作用機構を整理すると以下のようになる。まず、耐水素割れ性の改善には高温焼戻しによる M_3C の均一分散が最も有効であった。この観点からはNbおよびVの含有が効果的であった。さらに、高温焼戻しを前提とすれば、吸蔵水素濃度の少ない鋼種の方が耐水素割れ性に優れていた。この観点からは、MC型炭化物が微細であるNb鋼の方がV鋼よりも優れていた。すなわち、本検討ではNb添加と高温での固溶化熱処理による耐水素脆性の改善という、今までにない材質設計手法を提示したと言える。

5. 結言

高温での固溶化熱処理によりNbを固溶させ、後の焼戻し過程で微細炭化物として析出させた鋼を用いて、強化、水素トラップ、水素割れに及ぼすNbの効果を調査し、以下の知見を得た。

(1) NbはVよりも少ない含有量で強化効果を有した。また、Vとの複合添加によりさらに高強度化が可能であった。微細MC型炭化物(M=Nb,Mo,V)による析出強化がこの機構と推定された。

(2) Nb鋼はV鋼に比べ吸蔵水素濃度が少ない特徴を有していた。Nb鋼の方がMC型炭化物が微細であり界面にトラップされる水素の総量が少ないことと、焼戻し過程でNb炭化物が早期に非整合化し整合歪みの残留が少ないことがこの機構と考えられた。

(3) Nb鋼およびV鋼はベース鋼に比べ良好な耐水素割れ性を示し、0.2%V鋼、0.05%Nb+0.1%V鋼、0.1%Nb鋼の順に耐水素割れ性は向上した。高温焼戻しによる M_3C の均一分散に加えて、吸蔵水素濃度の低い鋼種の方が優れた耐水素割れ性を示すことが判明した。

文 献

- 1) R.Valentini, A.Solina, S.Matera and P.De Gregorio: *Metall. Mater. Trans. A*, **27A** (1996), 3773.
- 2) H.J.Grabke, F.Gehrmann and E.Riecke: *Steel Res.*, **72** (2001), 225.
- 3) M.Garet, A.M.Bras, C.Haut and F.Guttierrez-Solana: *Corros. Sci.*, **40** (1998), 1073.
- 4) T.Kushida, H.Matsumoto, N.Kuratomi, T.Tsumura, F.Nakasato and T.Kudo: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 297.
- 5) H.Matsumoto, F.Nakasato and T.Kushida: *Wire J. Int.*, **32** (1999), 88.
- 6) S.Yamasaki and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 454.
- 7) T.Tsuchida, T.Hara and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 771.
- 8) H.Asahi and M.Ueno: Proc. Conf. Corrosion '90, NACE, Houston, (1990), 66.
- 9) T.Tsumura, F.Nakasato, T.Ueda and N.Mukai: *Sumitomo Met.*, **40** (1988), 19.
- 10) S.Yoshizawa, T.Tsuruta and K.Yamakawa: *Corros. Eng. (Jpn.)*, **25** (1976), 77.
- 11) 横田智之、高橋和秀：構造材料の環境脆化における水素の機能に関する研究-IV、日本鉄鋼協会編、東京、(2001)、29.
- 12) 藤田利夫、柴田浩司、谷野 満：鉄鋼材料の設計と理論、丸善、東京、(1981)、19.
- 13) T.Nishizawa: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1984.
- 14) 横田智之、白神哲夫：構造材料の環境脆化における水素の機能に関する研究-III、日本鉄鋼協会編、東京、(2000)、55.
- 15) M.Tanino: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **6** (1967), 23.
- 16) N.Nakasato: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 856.
- 17) S.Yusa, T.Hara, K.Tsuzaki and T.Takahashi: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1198.
- 18) S.Yamasaki, T.Tarui and Y.Noguchi: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1242.
- 19) 朝日 均、平上大輔、山崎真吾：構造材料の環境脆化における水素の機能に関する研究-III、日本鉄鋼協会編、東京、(2000)、44.