

# 自動車用熱延高張力鋼板の機械的性質に及ぼす Nb および V の影響

金堂 大介\*・国重 和俊\*<sup>2</sup>・上路 林太郎\*<sup>2</sup>・橋本 俊一\*<sup>3</sup>

Effect of Niobium or Vanadium on Mechanical Properties of Hot Rolled High Strength Steel Sheets for Automotive Use

Daisuke KONDO, Kazutoshi KUNISHIGE, Rintaro UCHI and Shunichi HASHIMOTO

**Synopsis** : Nb-bearing and V-bearing steels have been well known as typical high-strength low-alloy (HSLA) steels. However, little comparison has been made so far between the formability of Nb-bearing steels and that of V-bearing steels for automotive use. The hot direct rolling (HDR) process has been noticed because it is a very energy saving process. This paper aims to clarify the differences between the formability of Nb-bearing hot-rolled steel sheets and that of V-bearing hot-rolled steel sheets produced by both HDR process and cold charge rolling (CCR) process. A low temperature (450°C) simulated coiling characterized by good formability of steels was applied in a laboratory to 0.025% Nb (25Nb), 0.049% Nb (50Nb) and 0.078% V (80V) steels with the ultimate tensile strengths (TS) ranging from 490 to 590 MPa. Hole expansion test was carried out in addition to the tensile test because stretch flangeability is very important for automobile structural uses. As a result, TS-flangeability balance of Nb-bearing steels was found to be superior to that of V-bearing steel. This is because their microstructures were distinctly different: Nb-bearing steels had a ferrite+bainite microstructure and V-bearing steel had a ferrite+fine pearlite microstructure. For the linearly precipitated carbides, V-bearing steel had a low TS-flangeability balance. It was concluded that Nb-bearing steels is strengthened by ferrite grain refining and bainite transformation hardening rather than precipitation hardening, which is the main strengthening mechanism for V-bearing steels. Change from CCR to HDR increased the strengths of all the steels studied, resulting in nearly the same TS-elongation and TS-uniform elongation balances, but the TS-flangeability balance was still maintained through this change.

**Key words** : hot-rolled product; high strength low alloy steel; formability; Nb-bearing steel; V-bearing steel; hot direct rolling; step cooling; run-out cooling; automotive materials.

## 1. 緒言

Nb 添加鋼, V 添加鋼は典型的な析出硬化型熱延高張力鋼として知られている<sup>1)</sup>。他方, 熱延高張力鋼板の多くは, 自動車用の足回り部品に適用され, 強度や伸び, 加工硬化指数 ( $n$  値) に加えて, 高い伸びフランジ性が求められる<sup>2)</sup>。これまでに Nb 添加鋼板と V 添加鋼板の相変態挙動<sup>3)</sup>, Nb や V の炭窒化物の溶解度積<sup>4,5)</sup>や強靱性に及ぼす添加量の影響<sup>6-8)</sup>を比較した報告は多い。しかし, 伸びフランジ性などの加工性に関して Nb 単独添加鋼板と V 単独添加鋼板を詳細に比較検討した報告はほとんどない。

従来, Nb 単独添加鋼板や Nb-V 複合添加鋼板はラインパイプなどの使用を目的に強度や低温靱性に関して研究されてきた<sup>6-8)</sup>。Nb 単独添加鋼板の加工性については冷延鋼板での研究がある<sup>9)</sup>が, 二, 三の報告<sup>2,10)</sup>を除き熱延鋼板での報告はほとんどない。他方, V 単独添加鋼に関しては, 熱間鍛造ままで使用される中炭素非調質鋼において, 強靱性や疲労強度の観点から詳細な研究がなされている<sup>11-13)</sup>。しかし, 加工性に関する V 単独添加鋼板に関する研究も一部

の報告<sup>14)</sup>を除いて少ない。

伸びフランジ性に優れる熱延高張力鋼板の金属組織制御については, 微小割れの発生と伝播の観点から, 硬質組織や炭化物粒子の低減などに関する多くの研究がなされている<sup>2)</sup>。低炭素-高 Ti 系や低炭素-Ti-Mo 系など化学組成に特徴のある, ペイナイト単一組織<sup>15)</sup>やフェライト単相組織に微細析出物を含む鋼板<sup>16,17)</sup>の研究が進んでいる。著者の一人を含む研究者らは, 普通炭素鋼板や Ti 添加鋼板の伸びフランジ性に関して, 熱延プロセスメタラジの観点から 400°C 前後の低温巻取りが優れていることを見出し報告している<sup>18,19)</sup>。しかし, このような低温巻取りの条件下での Nb 単独添加鋼板と V 単独添加鋼板の加工性を詳細に比較検討した報告は見当たらない。

また, 熱延プロセスとして, 省エネルギーの観点から, 鋳造後, 直ちに均熱炉に挿入して, 熱間圧延を行う鋼板製造プロセスである直送圧延 (HDR: Hot Direct Rolling) が注目される<sup>20)</sup>。特に, CSP (Compact Strip Production) プロセスの設備<sup>21,22)</sup>も増加して HDR プロセスで得られる材質に関心もたれる。

平成 18 年 11 月 1 日受付 平成 19 年 1 月 30 日受理 (Received on Nov. 1, 2006; Accepted on Jan. 30, 2007)

\* 香川大学大学院生 (Graduate Student, Kagawa University, 2217-20 Hayashi-cho Takamatsu 761-0396)

\* 2 香川大学工学部 (Faculty of Engineering, Kagawa University)

\* 3 (株) コベルコ科研 (Kobelco Research Institute, Inc.)

本論文では、前述のHDRプロセスと鋳造後一度冷却した後に再加熱・熱間圧延を施す、再加熱圧延(CCR: Cold Charge Rolling)プロセスで得られるNb単独添加熱延鋼板とV単独添加熱延鋼板の機械的性質の相違を微視組織の観点から明らかにすることを目的とした。

## 2. 実験方法

Table 1に供試鋼の化学組成を示す。加工性の優れた熱延鋼板を得るために、低炭素-Mn鋼にSiを添加した<sup>23,24)</sup>。さらに、490MPa級の強度を得るために0.025 mass% Nb, 0.049 mass% Nb, 0.078 mass% Vを添加した<sup>8)</sup> Nb鋼とV鋼を作成した。それぞれ25Nb鋼, 50Nb鋼および80V鋼と称する。これらの鋼を大気中で溶解し、40 mm<sup>l</sup>×200 mm<sup>w</sup>×250 mm<sup>l</sup>の鋼塊に鋳込んだ。その後、HDRプロセスとCCRプロセスに相当する熱延実験を行った。Fig. 1に本研究で行ったHDRプロセス(a)とCCRプロセス(b)の加工熱履歴を示す。HDRプロセス(a)では、鋳造後ただちに1100°Cの均熱炉へ挿入した。挿入時の表面温度は1050°Cであった。均熱炉内で45分間保持した後、4.5 mm厚まで7パスで熱延を行った。熱延終了時の温度は850°Cであった。熱延後

は、700°Cまで70°C/sで冷却し、フェライト変態を促進するために700°Cから10秒間空冷し<sup>25,26)</sup>、450°Cまで再び70°C/sでステップ冷却を行った。伸びフランジ性の向上が期待される450°C巻取<sup>18,19)</sup>のシミュレーションとして、450°Cで1時間保持後、室温まで空冷した。CCRプロセス(Fig. 1(b))では、鋳造後スラブを室温まで冷却した後、1100°Cまで再加熱し、HDRプロセスと同様の熱延とステップ冷却を行った。

各鋼板の表裏面を研削し3 mm厚のJIS5号試験片を採取し、引張試験を行った。伸びフランジ性は、3.0 mm厚の70 mm角の穴拡げ試験片(穴の初期直径10 mm, クリアランス12%の打抜き加工)を作成し、日本鉄鋼連盟規格JFS T1001に準拠した穴拡げ試験により、穴拡げ率: λを測定した。λは(1)式で定義される。

$$\lambda(\%) = \frac{(D_f - D_0)}{D_0} \times 100 \dots\dots\dots(1)$$

D<sub>0</sub>は初期直径、D<sub>f</sub>は穴の縁に貫通割れが発生したときの直径である。各鋼の金属組織と穴拡げ試験後の亀裂を光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡(SEM)や透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて観察した。平均フェライト粒径は平均切片

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	N
25Nb	0.049	0.51	1.45	0.014	0.002	0.047	0.025	-	0.0094
50Nb	0.047	0.50	1.53	0.015	0.002	0.040	0.049	-	0.0057
80V	0.047	0.50	1.52	0.014	0.003	0.045	-	0.078	0.0060

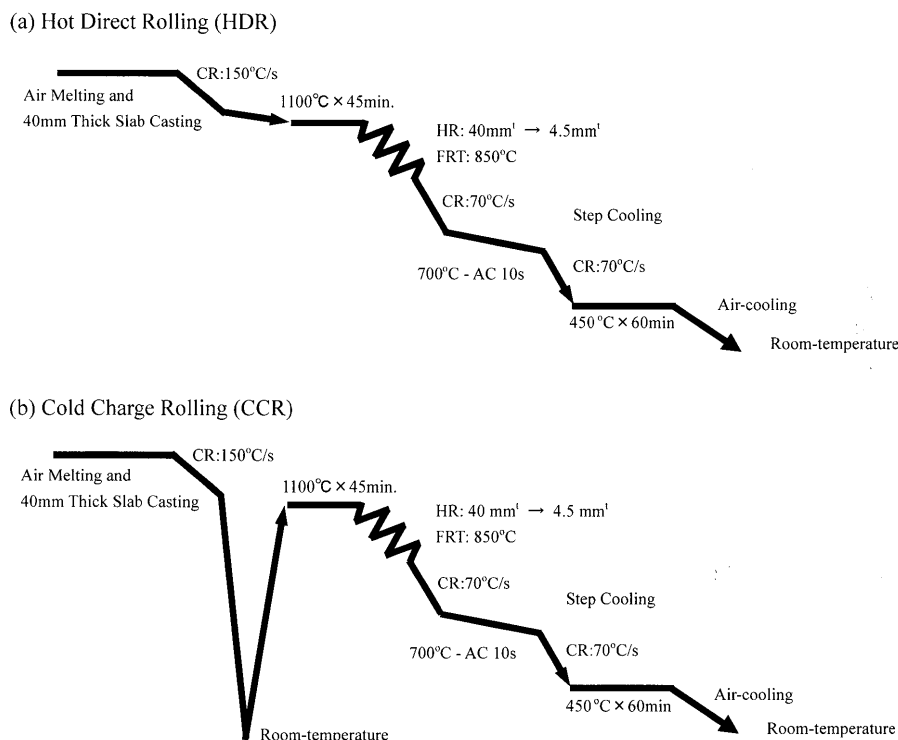


Fig. 1. Schematic illustration showing thermal and hot-rolling conditions.

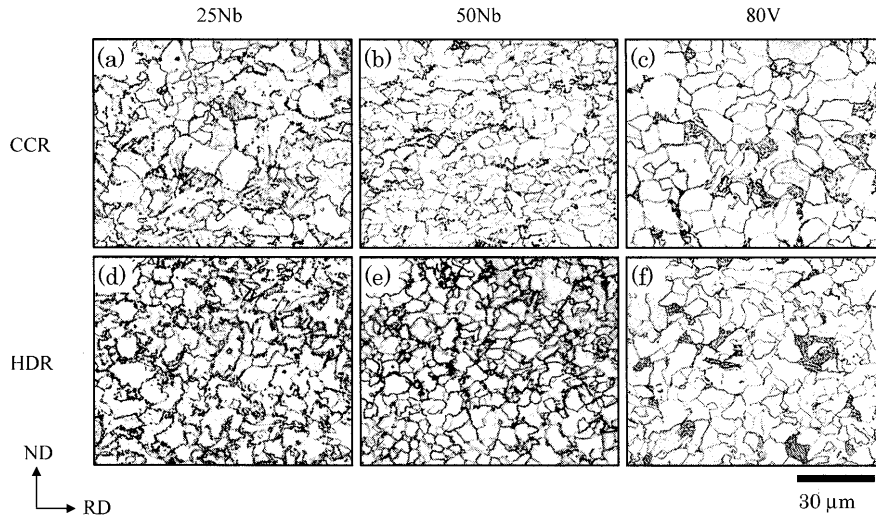


Fig. 2. Optical microstructures of steels used.

長さ法，硬質組織体積率はポイントカウンティング法にて計測した。ピッカース硬さは試験荷重9.8mNで3点の平均硬さを測定した。

### 3. 実験結果

各鋼の引張強さ(TS)，降伏応力(YS)，全伸び(T.Eℓ)，一様伸び(U.Eℓ)， $n$ 値および $\lambda$ をTable 2に示す。 $n$ 値は公称ひずみ5%と10%における真ひずみと真応力の傾きから求めた。いずれの鋼も引張強さは490MPa級の規格を満足している。

#### 3.1 微細組織観察

Fig. 2にNb鋼およびV鋼の光学顕微鏡組織を示す。25Nb鋼と80V鋼を比較すると，80V鋼はフェライト母相と硬質組織が明瞭に区別されるのに対して，25Nb鋼はフェライト相と硬質組織の区別が明瞭でない箇所もあり複雑な組織となっている。

Table 3に平均フェライト粒径，硬質組織の体積率，フェライト相のピッカース硬さを示す。CCRプロセスでNb鋼とV鋼を比較すると，Nb鋼のフェライト粒径が小さく，Nb鋼の中では50Nb鋼の方が小さい。フェライト相の硬度はNb鋼よりもV鋼の方が大きく，Nb鋼では高Nb鋼の方が硬い。HDRプロセスにおいてもCCRプロセスと同様の傾向が見られる。HDRプロセス適用によってNb鋼のフェライト粒径は大きく変化しないが，V鋼では小さくなった。フェライト相の硬度はHDRプロセス適用でいずれの鋼も大きくなった。硬質組織の体積率は，25Nb鋼のCCRプロセスを除いて，16%前後であった。25Nb鋼はHDRプロセス適用により，硬質組織の体積率が減少した。50Nb鋼と80V鋼の硬質組織体積率はプロセスを変更しても，ほとんど変化はなかった。

Fig. 3に各鋼のSEM組織を示す。Nb鋼の硬質組織がベ

Table 2. The mechanical properties of steels used.

Steel	Process	TS (MPa)	YS (MPa)	T.Eℓ (%)	U.Eℓ (%)	n (5-10%)	$\lambda$ (%)
25Nb	CCR	533	439	31.1	15.5	0.173	96
	HDR	560	475	27.8	13.6	0.160	92
50Nb	CCR	553	481	32.9	15.9	0.186	106
	HDR	589	516	26.3	13.5	0.154	98
80V	CCR	517	421	33.0	15.7	0.191	92
	HDR	558	469	29.5	13.9	0.157	85

\* TS is tensile strength, YS is 0.2% proof stress, T.Eℓ is total elongation,

U.Eℓ is uniform elongation, n is work hardening coefficient,  $\lambda$  is hole-expanding ratio.

Table 3. Microstructural properties of steels used.

	25Nb		50Nb		80V	
	CCR	HDR	CCR	HDR	CCR	HDR
Mean grain diameter of ferrite ( $\mu\text{m}$ )	5.8	5.5	4.6	4.3	8.0	6.0
Volume fraction of hard microstructure (%)	32	17	15	17	15	16
Vickers hardness of ferrite (9.8mN load)	155	180	164	186	187	205

イナイトもしくはベイニティックフェライトであるのに対し，V鋼の硬質組織は微細パーライトの様相を示している。Fig. 4にCCRプロセスで得られた(a) 50Nb鋼と(b) 80V鋼の硬質組織の下部組織をTEMで観察した。(a)は巻取り後の徐冷中に焼き戻されたと思われるベイナイト，(b)はパーライトの特徴である層状のセメンタイトが認められた。

#### 3.2 CCRプロセスで得られたNb鋼とV鋼の機械的性質

各鋼の降伏比および強度-延性バランスを，TSとその他特性(YS, T.Eℓ, U.Eℓ,  $\lambda$ )とのバランス(YS/TS, TS\*T.Eℓ, TS\*U.Eℓ, TS\* $\lambda$ )で評価した結果をFig. 5に示す。

Fig. 5(a)にCCRプロセスで得られた25Nb鋼，50Nb鋼および80V鋼のYSとTSの関係を示す。図中の破線は，降伏比(YR=YS/TS)が一定の値を示す線である。25Nb鋼は，

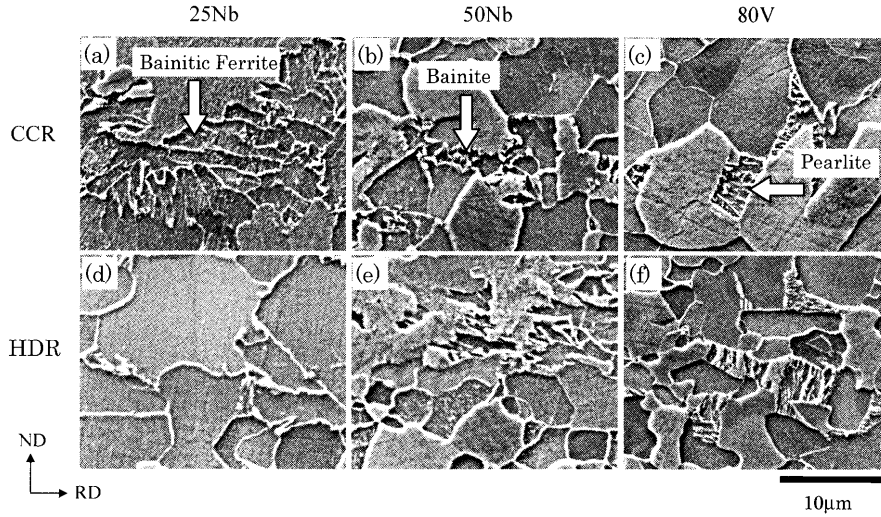


Fig. 3. SEM microstructures of Nb-bearing and V-bearing steels.

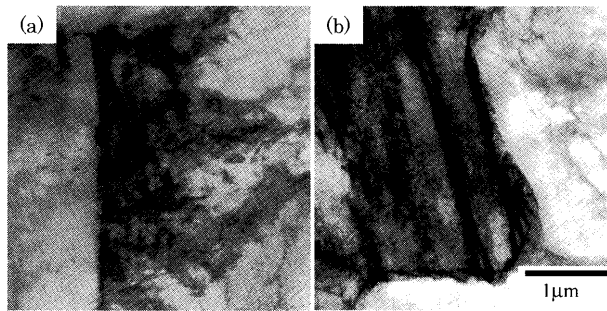


Fig. 4. TEM observation of the second hard microstructures of (a) 50Nb and (b) 80V produced by CCR.

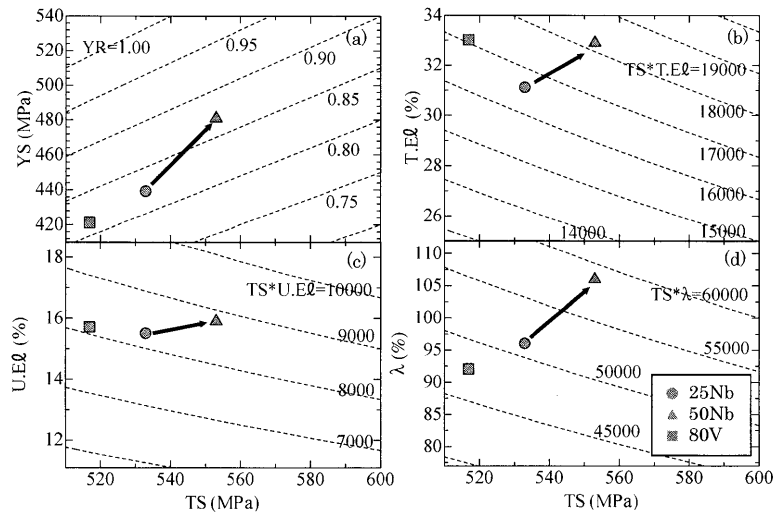


Fig. 5. The balances of (a) YS-TS, (b) TS-T.El, (c) TS-U.El, and (d) TS-λ for Nb-bearing and V-bearing steels produced by CCR.

80V鋼よりもTSは高いが、YRは同程度である。50Nb鋼は、25Nb鋼よりもTSが約20MPa高くYRもやや大きな値を示した。Fig. 5(b)に各鋼のTS-T.Elバランスを示す。80V鋼と25Nb鋼はTS\*U.Elが同程度だったが、50Nb鋼は優れたTS-T.Elバランスを示した。すなわち、Nbを0.025%から0.049%に増加させたことで、TSとT.Elが共に増加している点は注目に値する。Fig. 5(c)に各鋼のTS-U.Elバラン

スを示す。TS-U.ElのバランスはTS-T.Elバランスと似た傾向を示した。50Nb鋼でTSが高いにもかかわらず、T.ElやU.Elが高いことは注目される。Fig. 5(d)にTS-λバランスを示す。25Nb鋼と50Nb鋼は、80V鋼よりも優れたTS-λバランスを示した。特に、50Nb鋼は、非常にすぐれた強度-λバランスを有していた。

以上より、CCRプロセスの場合、Nb添加量を0.05%ま

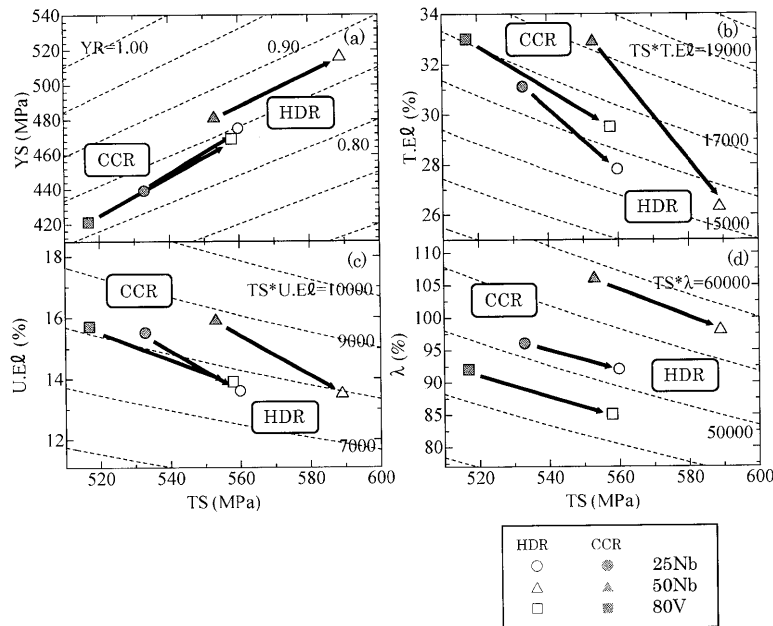


Fig. 6. Effects of the change from CCR to HDR on the balances of (a) YS-TS, (b) TS-T.El, (c) TS-U.El, and (d) TS-λ for Nb-bearing and V-bearing steels.

で増大させることにより、高強度化と各種加工性の向上を同時に達成できる。さらに、V添加と比べて、より少量のNb量の添加により、高強度と良好な加工性を両立させることが可能となる。

### 3.3 HDRプロセスを適用した場合のNb鋼とV鋼の機械的性質の変化

Fig. 6(a)~(d)には、CCRプロセスからHDRプロセスに変更した場合の各鋼のTSと各種特性のバランスを示す。CCRプロセスに比べてHDRプロセスでは、全ての鋼でTSおよびYS (Fig. 6(a))がともに増大し、YRも微増する。いずれの鋼においても、TSは30~40 MPa増加した。TS-T.Elバランス (Fig. 6(b))は、CCRプロセスからHDRプロセスへの変更によって低下し、全ての鋼でほぼ同じ値 (約16000 MPa%) となった。TS-U.Elバランス (Fig. 6(c))もTS-T.Elバランスと同様の傾向を示した。HDRプロセス適用により全ての鋼のTS\*U.Elが低下し、ほぼ同程度 (約8000 MPa%) となった。TS-λバランス (Fig. 6(d))は、各鋼において、CCRプロセスとそれぞれほぼ同じ値を保った。特に50Nb鋼はHDRプロセスにおいても優れたTS-λバランスを有している。

以上のように、CCRプロセスからHDRプロセスへ変更した場合、TSやYSは増大するものの、T.ElやU.El、λは低下した。強度と延性のバランスに関しては、TS-T.ElバランスとTS-U.Elバランスは低下したが、TS-λバランスはプロセスの変更による影響を受けなかった。

## 4. 考察

第3章にて、Nb鋼とV鋼の強度特性を比較した結果、

CCRプロセスでは80V鋼よりも合金添加量の少ない50Nb鋼の方が、優れた強度と加工性 (破断伸び、一様伸び、λ) のバランスを有していた。Nb鋼はフェライト粒が微細で硬質組織はベイナイト、V鋼の硬質組織は微細パーライトと大きく異なっていた。そこで本章では、双方とも主な強化機構が析出硬化であるとされるNb鋼とV鋼の微視組織の違いから、Nb鋼とV鋼の強度と加工性のバランスについて考察する。

### 4.1 Nb鋼とV鋼の穴抜け性の相違

CCRプロセスにおける25Nb鋼と80V鋼を比較すると、Fig. 5(d)に示すように、25Nb鋼はTS-λバランスが優れている。Nb量を増加させた50Nb鋼では、さらにTS-λバランスが優れている。Nb鋼の微視組織は微細なフェライト粒と微細に分散したベイナイト粒からなる特徴がある。Fig. 7に50Nb鋼と80V鋼の穴抜け試験後の亀裂のSEM写真を示す。図中に矢印で示す割れの発生位置と組織の関係を示している。80V鋼では、主要な割れの先端 (Fig. 7(b)) が鋭角である。さらに詳細に割れの先端部付近 (Fig. 7(d)) を観察すると、変形したパーライト (多分、細長いセメントタイト) に沿って、微小な割れが点列状に存在する。この微小な割れがパーライトに沿って容易に連結し破断に至る。他方、50Nb鋼では、主要な割れの先端 (Fig. 7(a)) が鈍く、さらに、ベイナイト内に点在するセメントタイトの位置に微小な割れ (Fig. 7(c)) が分散して存在している。Nb鋼のTS-λバランスがV鋼よりも優れている理由は、微小な割れの発生起点となる炭化物の分散状態の違い、つまり硬質組織をベイナイトにすることで、発生した微小な割れが容易に連結せず、伝播しにくくなったためである。

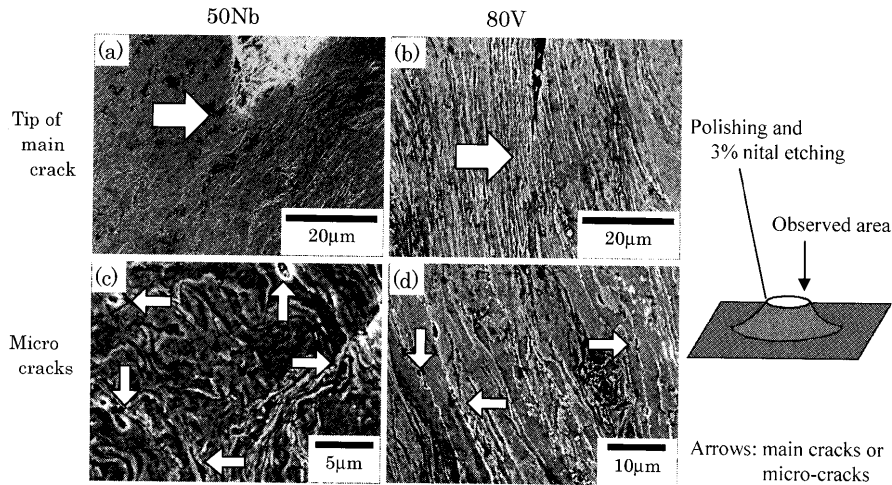


Fig. 7. SEM micrographs at the crack tips of hole expanded samples in Nb-bearing and V-bearing steels.

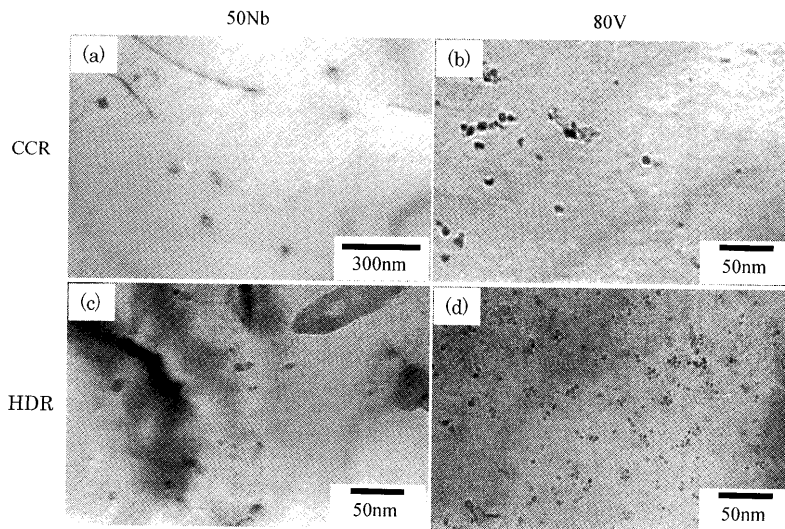


Fig. 8. TEM microstructures of precipitations observed in the ferrite matrix of the steels: (a) 50Nb-CCR, (b) 80V-CCR, (c) 50Nb-HDR, and (d) 80V-HDR.

#### 4.2 Nb鋼とV鋼の強度と一様伸びのバランスの違い

一般に、ベイナイト単一組織鋼のような均一硬化組織は高い $\epsilon$ を示すのに対して、フェライト+マルテンサイト(DP)鋼のような不均一硬化組織は高い一様伸びを示すことが知られている<sup>27)</sup>。

Table 3に示すように、25Nb鋼、50Nb鋼と80V鋼に対してフェライト相の硬度試験を行った結果、同一の熱延条件の下では、25Nb鋼と50Nb鋼の方が80V鋼よりも軟質である。しかし、TSはNb鋼の方がV鋼よりも高い。Fig. 8(a)と(b)に50Nb鋼と80V鋼のフェライト相中の析出物のTEM観察結果を示す。図中の粒状組織が析出物である。Nb鋼の析出物はNb(CN)と考えられる。他方、V鋼の析出物はVCまたはVNと推定されるが、VCとVNは結晶構造がほぼ同じ(いずれもNaCl型、VN:  $a=4.28 \text{ \AA}$ , VC:  $a=4.16 \text{ \AA}$ )であるため、電子線回折図形による区別は困難で、同定は出来なかった。50Nb鋼に比べて80V鋼では微細な析出物が多数観察された。従って、Nb鋼とV鋼を比較すると、

前者はベイナイト組織による強化、後者は析出物による強化の割合が大きいことが推定される。本研究の硬質組織は小さいため、微小硬度計でその硬度を測定できなかった。一般にベイナイトはパーライトより硬度が高いため、フェライトの硬度を考慮すると、Nb鋼はV鋼に比べてより不均一硬化組織であるといえる。このために、Nb鋼ではTS-U.Eバランスが優れる傾向がある。

さらに、25Nb鋼に比べて硬質組織が微細に分散する50Nb鋼でTS\*U.Elが高い理由は以下のように説明できる。著者らはDP鋼などに代表される不均一硬化組織鋼の場合、硬質組織が微細に分散している方が、フェライト相と硬質組織の界面に蓄積できる転位が多くなり、Ashbyの分散強化理論を適用して加工硬化量、つまり一様伸びが大きくなることを示した<sup>28)</sup>。

Nb鋼もV鋼も同じく析出硬化型鋼といわれているが、V鋼に比べてNb鋼の強化機構は析出硬化より、細粒硬化や変態硬化の割合が大きく、種々の加工性において優れてい

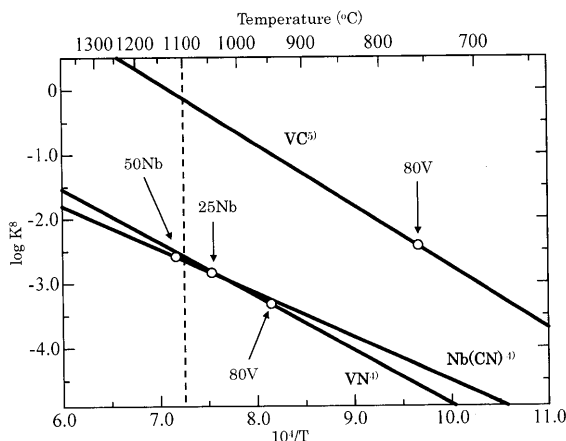


Fig. 9. Solubility products of Nb(CN), VN and VC in austenite.

ると言える。

#### 4.3 強度と延性に及ぼすHDRプロセス適用の影響

HDRプロセスで得られたNb鋼に関しては、 casting後スラブ状態での変態及び炭窒化物の析出過程を経ないで熱延されるため、熱延前に過飽和に固溶しているNbが熱延中にフェライト地に微細に析出することにより、強度が上昇することが知られている<sup>29,30)</sup>。

Table 2とTable 3に示すように、本研究でもCCRからHDRにプロセスを変更することで、Nb鋼もV鋼もTSとフェライト相の硬度が上昇した。Fig. 8にCCRプロセスおよびHDRプロセスで得られた50Nb鋼と80V鋼のフェライト相中の析出物のTEM観察結果を示す。Nb鋼もV鋼もHDRプロセスを適用することによって析出物が微細化しており、析出硬化が大きくなって強度が上昇した<sup>31)</sup>と解釈される。HDRプロセス適用により析出物が微細化する理由を以下に示す。Fig. 9にNb(CN)<sup>4)</sup>、VN<sup>4)</sup>、VC<sup>5)</sup>のオーステナイトへの平衡溶解度積と温度の関係を示す。矢印は各化学組成の鋼において平衡状態で析出が開始する温度を示す。Nb鋼は再加熱温度1100°C近傍にNb(CN)の析出開始温度がある。CCRプロセスでは、 casting後室温まで冷却した時にNb(CN)が一度析出するが、再加熱時に全てのNb(CN)が溶体化せず最終的な析出物が大きい。HDRプロセスでは、Nb(CN)がオーステナイト中に固溶したまま熱延が開始されるため、最終的な析出物が小さい。他方、V鋼における析出開始温度はVCで約760°C、VNで約950°Cであり、Nb(CN)と異なりCCRプロセスにおいて1100°C加熱で完全に固溶するため、プロセスの違いによる影響を受けないと推定される。しかし、Fig. 8(b)と(d)に示すようにV鋼のCCRプロセスで約10nm、V鋼のHDRプロセスで約5nmと析出物が微細化したが、この理由は不明である。

また、Table 3に示すようにNb鋼のフェライト粒径に及ぼすHDRプロセス適用の影響は小さい。本実験のように圧下比が約10の場合には旧オーステナイト粒径の影響を余り受けないようである。V鋼のフェライト粒径はHDR

プロセス適用によりむしろ微細化していた。HDRプロセスにおいて過飽和に固溶するVNと熱延との相互作用による細粒化機構も考えられた。しかし、前述したようにVNの析出温度は再加熱温度である1100°Cよりはるかに低いので、CCRプロセスでもVNは十分固溶しているはずで、現時点では細粒化の原因は不明である。

Fig. 6に示すようにHDRプロセス適用によりTS-T.Elバランス及びTS-U.Elバランスは低下した。これは、HDRプロセスを適用した場合に析出物の微細化により、フェライト相の析出硬化が大きくなり、析出硬化が延性を低下させるためである<sup>24)</sup>。他方、HDRプロセスに変更しても硬質組織の種類(Nb鋼ではベイナイト、V鋼では微細パーライト)は変化しなかったため、前述したように硬質組織に大きく影響を受けるTS- $\lambda$ バランスに大きな変化はなかったと解釈する。

## 5. 結言

本研究では、優れた伸びフランジ性を示す低温巻取り(450°C)の条件下で、490MPa級のNb単独添加鋼とV単独添加鋼の加工性の相違を微視組織の観点から調査した。さらにCCRプロセスからHDRプロセスへの変更による影響も調査した。得られた主な結果を以下に示す。

- (1) Nb鋼は、V鋼よりも強度と穴拡げ率のバランスが優れていた。Nb鋼の硬質組織はベイナイト、V鋼の硬質組織は微細パーライトであり、微小割れの発生起点となる硬質組織中のセメントタイトの分散状態が異なる。つまりベイナイトに比べてパーライトは微小割れが点列状に発生するため、微小割れが連結しやすくなることに起因する。
- (2) Nb鋼は、V鋼よりも強度と一様伸びのバランスが優れていた。これは、Nb鋼の硬質組織がV鋼よりも硬いベイナイトであるためと、Nb鋼の方がV鋼よりも析出硬化が少なくフェライト相が軟質であるためである。
- (3) CCRプロセスからHDRプロセスへの変更で、いずれの鋼種においても、引張強さと降伏応力は上昇し、強度-全伸びバランスと強度-一様伸びバランスは低下した。これは、HDRプロセス適用により析出硬化が増加したためである。
- (4) CCRプロセスからHDRプロセスへ変更しても、強度-穴拡げ率バランスは変化しなかった。これは、プロセスの変更で硬質組織が変化しなかったためであると推定される。
- (5) Nb鋼もV鋼も同じく析出硬化型鋼といわれている。しかし、V鋼と比較すると、Nb鋼の強化機構は析出硬化よりも細粒硬化や変態硬化の寄与が大きいいため、同じ強度レベルのV鋼よりも種々の加工性が優れていると言える。

## 文 献

- 1) W.C.Leslie: The Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill Int. Book Co., Tokyo, (1982), 189.
- 2) For example, H.Hayashi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **40** (1999), 87.
- 3) H.Kobayashi, H.Kaji and Y.Kasamatsu: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 2191.
- 4) K.J.Irvine, F.B.Pickering and T.Gladman: *J. Iron Steel Inst.*, **205** (1967), 161.
- 5) K.Narita: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **8** (1969), 49.
- 6) M.Fukuda, T.Hashimoto and K.Kunishige: Microalloying '75, Int. Symp. on HSLA Steels, Union Carbide Corp., New York, NY, (1975), 115.
- 7) K.Kunishige, M.Takahashi, S.Sugisawa and T.Hamanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 557.
- 8) I.Tamura, H.Sekine, T.Tanaka and C.Ouchi: Thermomechanical Processing of High-strength Low-alloy Steels, Butterworths, England, (1988), 159.
- 9) T.Fujita, F.Kitano, Y.Yamasaki, T.Urabe and M.Hiasa: *Materia Jpn.*, **41** (2002), 123.
- 10) K.Kunishige, N.Komatsubara, Y.Hirose, C.Sudo, S.Nomura, H.Fukuyama and S.Nakai: SAE Paper No. 930030, (1993).
- 11) 磯川憲二, 中村貞行, 中田博也: 1995材料フォーラム, 自動車技術会, 東京. (1995), 7.
- 12) I.Nomura and T.Kato: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 941.
- 13) I.Nomura: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 227.
- 14) J.F.Butler and J.H.Bucher: *Iron Steel Int.*, **52** (1979), 85.
- 15) T.Kashima and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 146.
- 16) K.Tomita, Y.Funakawa, T.Shiozaki, E.Maeda and T.Yamamoto: *Materia Jpn.*, **42** (2003), 70.
- 17) A.Yoshitake, M.Ono and T.Urabe: *JIDOSHA-GIJUTSU*, **59** (2005), No. 11, 4.
- 18) Y.Hayashi, K.Kunishige, N.Nagao, S.Sugisawa and M.Shiokawa: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **23** (1984), 270.
- 19) K.Kunishige, N.Nagao, T.Matsuoka and S.Hamamatsu: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 1140.
- 20) Special issue on Direct Connection between Continuous Casting and Hot-Strip Mill, *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), No. 7.
- 21) O.Umezawa: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **7** (2002), 545.
- 22) T.Inoue and K.Nagai: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **52** (2003), 1107.
- 23) H.Masui and H.Takechi: *Tetsu-to-Hagané*, **60** (1974), 284.
- 24) H.Shirasawa, H.Kobayashi and J.Jizaimaru: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 2208.
- 25) S.Sugisawa, S.Hamamatsu, K.Kikuchi and K.Kunishige: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1256.
- 26) T.Kunitake: *Netsu Shori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **41** (2001), 38.
- 27) K.Kunishige: *Materia Jpn.*, **35** (1996), 32.
- 28) D.Kondo, K.Kunishige and R.Ueji: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 457.
- 29) Y.Matsumura, S.Sanagi, Y.Onoe and H.Katoh: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 1470.
- 30) S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **43** (2003), 1658.
- 31) 例えば, 加藤雅治: 入門転位論, 裳華房, 東京, (2005), 139.