

技術資料

Technical Data

Mo-V 添加低炭素ベイナイト鋼の軟窒化特性に及ぼす時効処理条件の影響

山崎歩見*¹, 宮崎貴大*¹, 増田大樹*²

Effect of Aging Conditions on Nitrocarburizing Characteristics for Mo and V Added Low Carbon Bainitic Steel

Ayumi Yamazaki, Takahiro Miyazaki, and Hiroki Masuda

Synopsis

The bainitic steels added Mo and V show high age-hardening characteristics due to the fine precipitations of Mo₂C and VC. In this paper, the effects of aging conditions on the nitrocarburizing characteristics of Mo and V added low carbon bainitic steels were investigated.

(1)The core hardness after nitrocarburizing increases by aging at below 823 K due to precipitation hardening by Mo and V carbides. But the core hardness after nitrocarburizing does not change with aging at over 823 K, since precipitations of Mo and V carbides do not occur at nitrocarburizing. Depth of nitrogen diffusion layer formed by nitrocarburizing hardly depends on aging temperature.

The hardness of surface layer after nitrocarburizing increases with decreasing aging temperature. The surface hardness of the steels aged at over 873 K is lower than that of non-aged steels.

(2)Mo and V added low carbon bainitic steels subjected an optimal aging treatment and the following nitrocarburizing show higher fatigue strength of over 40 % than a conventional steels.

1. 緒言

窒化・軟窒化処理は多くの構造用部材に適用されている表面硬化処理であり、疲労強度、耐摩耗性、耐食性などを改善することができる^{1)~3)}。また、オーステナイト変態温度以下で処理がおこなわれるため、浸炭焼入や高周波焼入などの表面硬化処理に比べて熱処理ひずみが小さいという利点⁴⁾があり、近年の燃費改善を志向した自動車の軽量化や低騒音化のニーズもあいまって、部品量産工程で広く適用されている処理法である^{5), 6)}。

軟窒化処理された鋼は、表面に鉄窒化物層である化合物層が形成され、内部に向かって窒素濃度に分布のある

拡散層が形成される。構造用部材の機械的特性は化合物層と拡散層および窒素の及ばない心部の性質が大きく影響することが知られている。

また、部品小型化を目指し高強度化を志向する場合、内部硬さが必要であり、加工性の悪化が懸念される。しかしながら、加工後の熱処理で時効硬化現象を活用することにより、加工時は軟らかく・製品時は硬くすることが可能となり、加工性の悪化を最小限に抑えることができる可能性があり、近年研究開発がおこなわれている⁷⁾。また、一般的な時効処理温度は軟窒化処理温度と類似しており、軟窒化処理における表層硬化だけでなく、心部の時効硬化も活用できる可能性がある。

2013年6月20日受付

* 1 大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 (株)本田技術研究所 四輪 R&D センター (Automobile R&D Center, Honda R&D Co., Ltd.)

これまで軟窒化特性に及ぼす合金元素の影響^{8)~10)}やガス軟窒化、イオン窒化、塩浴軟窒化など種類の異なる窒化条件影響、ガス軟窒化における処理雰囲気や処理温度^{11), 12)}の影響は系統的に報告された事例があるものの、軟窒化特性に及ぼす前処理の影響についての検討は少ない。

本稿では軟窒化特性に及ぼす時効処理条件の影響についての調査結果と共に、従来鋼対比で40%以上の高強度化を達成した開発鋼について報告する。

2. 軟窒化処理材における高強度化の考え方

軟窒化処理材の疲労強度を向上させるためには、部品の硬さプロファイルが負荷応力勾配から推定される硬さプロファイルを上回ることが必要である。Fig. 1に従来鋼の硬さプロファイルおよび目標とする高強度材の硬さプロファイルを示す。

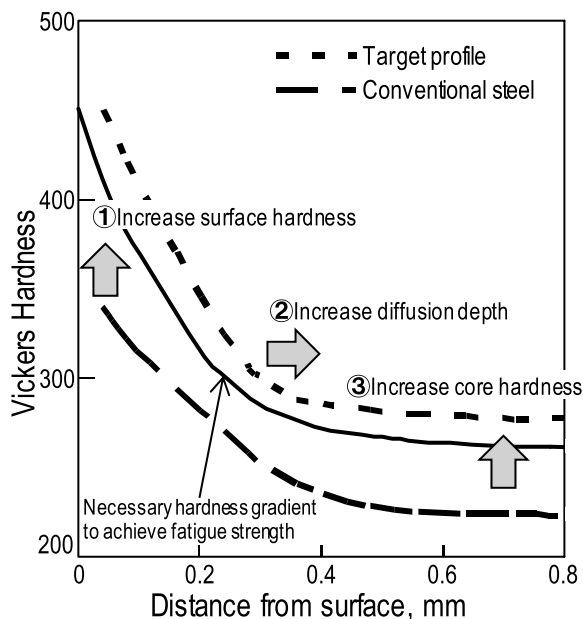


Fig. 1. Hardness profiles of conventional steel and present target steel.

高強度化のためには表層および心部を硬くし、拡散層を深くする必要があることがわかる。そこで開発鋼の目標特性は表層硬さ450HV以上、心部硬さ270HV以上、拡散層深さ0.4mm以上と設定した。ここで拡散層深さとは便宜的に表層から心部硬さになるまでの距離とした。

3. Mo-V添加低炭素ベイナイト鋼の時効・軟窒化特性

3. 1 時効硬化量の最大化

時効処理時に微細炭化物として析出し、硬化に寄与する元素にはMo, V, Nb, Tiなどが知られている¹³⁾。Fig. 2に木村ら⁷⁾が報告する合金添加量と時効硬化量を調査した結果を示す。

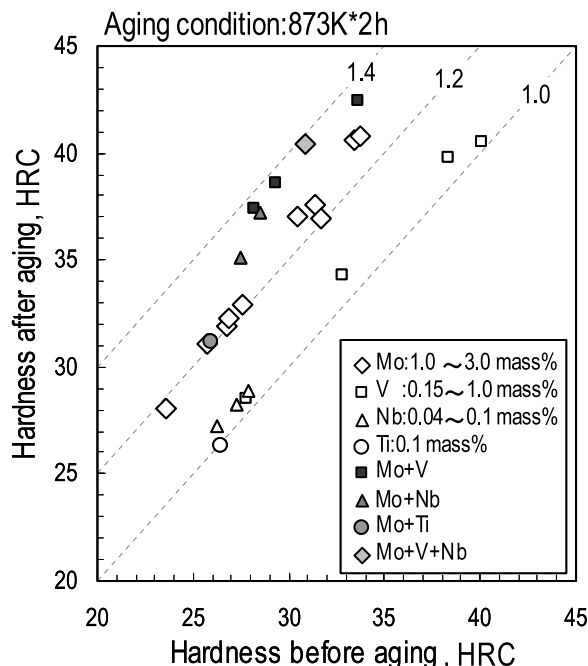


Fig. 2. Hardness before and after aging treatment in some types of bainitic steels.

彼らはJIS-SCr415のベイナイト材をベースに炭化物形成元素を単独あるいは複合添加しており、Mo, Vを複合添加した場合の時効硬化量は各元素を単独で添加した場合の時効硬化量の総和よりも大きいことを報告している。時効硬化量を最大化することで高いレベルで加工性と強度を両立できるため、本開発鋼ではMo, Vを複合添加することとした。

また、マイクロ組織の影響についても検討を行った。供試材はMo-V複合添加鋼(0.20C-1.87Mn-0.20Cr-0.10Mo-0.20V)を用いた。一辺が44mmの試験片を1473Kで十分に加熱した後、空冷および炉冷によってマイクロ組織を変化させた。Fig. 3にマイクロ組織を示す。(a)の空冷材はベイナイト組織、(b)の炉冷材はフェライト・パーライト組織であり、それぞれ狙いの組織が得られていることを確認した。

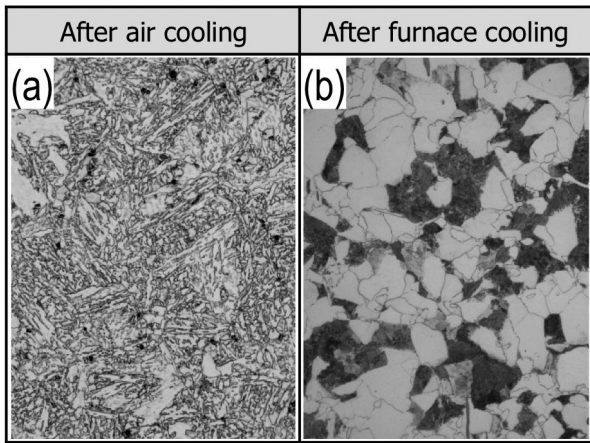


Fig. 3. Microstructure of specimens
(a) Bainite, (b) Ferrite-Pearlite.

これらの供試材に 873 K で 2 h の時効処理を施した。時効処理前後の 10 点平均硬さを Fig. 4 に示す。ベイナイト材では時効処理により $\Delta 21$ HV と約 10 % の硬さ上昇が認められる。著者らは類似成分のベイナイト材において、このような時効硬化は Mo_2C や VC の析出硬化であることを確認している¹⁴⁾。一方、フェライト・パーライト材における時効処理前後の硬さはほぼ同等で、硬さ上昇は確認されなかった。一般的に Mo や V を含有したフェライト・パーライト材は、相変態時に合金炭化物を析出することが知られており¹⁵⁾、硬さ上昇が認められなかった原因は時効析出するだけの合金固溶量が不足していたためだと推測する。以上の結果をもとに、時効硬化を活用するため本開発鋼はベイナイト材を用いた。

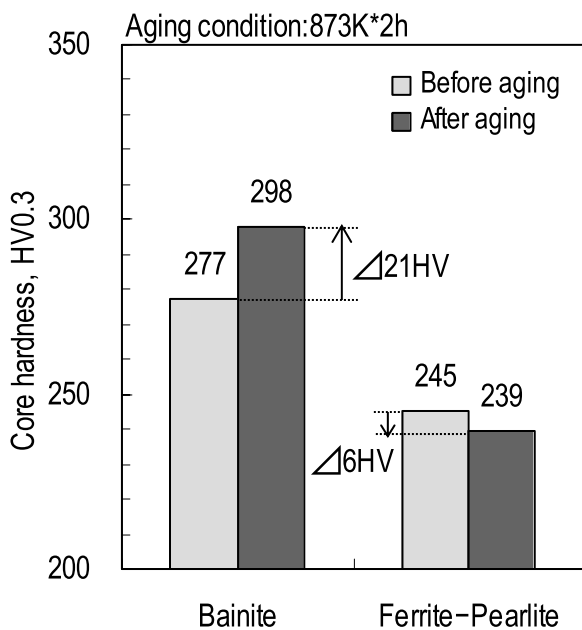


Fig. 4. Core hardness of specimens.

3. 2 時効・軟窒化特性に及ぼす時効処理条件影響

供試材はベイナイト材 - (0.20C-1.40Mn-0.20Cr-0.50Mo-0.20V) を用い、Table 1 に示す条件で温度を変化させた大気時効処理の後に Table 2 に示す同一の軟窒化処理を施した場合の硬さプロファイル変化を調査した。その結果、今回の軟窒化条件において、目標硬さを満足する時効処理条件は 923 K 以下であることがわかった。軟窒化後の硬さプロファイルの各部位への詳細な影響については次項以降で述べる。

Table 1. Conditions of aging treatment.

No.	Temperature(K)	Holding time(h)	Atmosphere	Cooling condition
1	—	—	—	—
2	703	2	Air	Air cooling
3	773	↑	↑	↑
4	823	↑	↑	↑
5	873	↑	↑	↑
6	898	↑	↑	↑
7	923	↑	↑	↑
8	973	↑	↑	↑

Table 2. Conditions of nitrocarburizing.

Temperature (K)	873
Holding time (h)	2
Inlet gas composition (Vol.%)	$\text{NH}_3:\text{N}_2:\text{CO}_2=53:42:5$
Inlet gas flow rate (Nm^3/h)	3.0
Cooling method	Oil bath (373 K)

3. 2. 1 心部硬さへの影響

軟窒化前後の心部硬さに及ぼす時効処理条件の影響を Fig. 5 に示す。時効処理した材料の心部硬さは、時効処理温度が 823 K 以上の時、鍛造ままの硬さよりも硬くなる時効硬化現象が認められ、873 K から 898 K において時効後硬さが最大となるピーク時効を示すことがわかる。さらに温度を高くすると過時効となり、軟化に転じる。また、各時効処理材を用いてピーク時効温度に相当する 873 K で軟窒化処理した材料の心部硬さも調査した。事前に時効硬化していない材料は、軟窒化処理中に時効が進行し、時効温度によらず最大硬さとする事ができる。一方、事前に時効硬化させた材料は、軟窒化処理することで時効が促進されることで、過時効温度が低

温側に移行することが懸念されたが、変化はないことを確認した。心部硬さの軟化に対する今回の軟窒化条件の影響は小さいことがわかる。

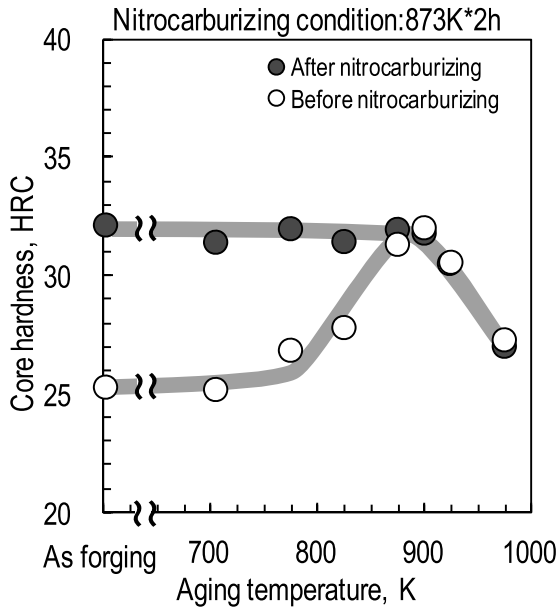


Fig. 5. Core hardness before and after nitrocarburizing in specimens aged at 703~973 K.

3. 2. 2 拡散層深さへの影響

Fig. 6 に各時効処理を施した軟窒化処理材の硬さプロファイルを示す。Fig. 6 から読み取った拡散層深さと時効処理温度の関係を Fig. 7 に示す。

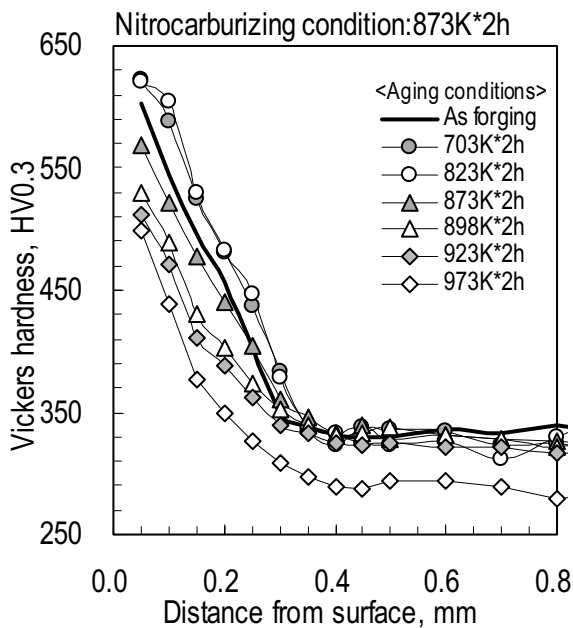


Fig. 6. Hardness profiles after nitrocarburizing in specimens aged at 703~973 K.

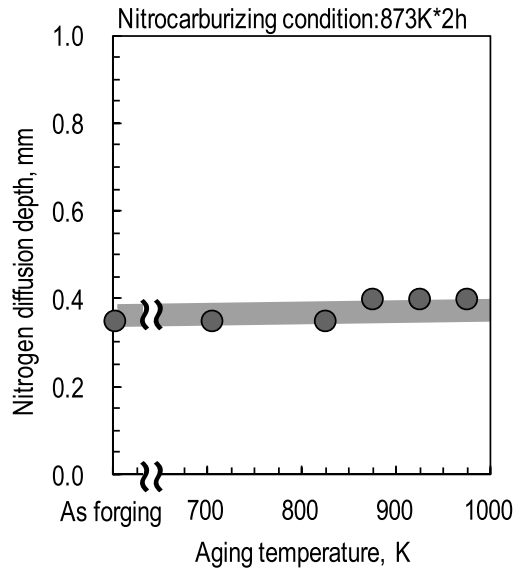


Fig. 7. Effect of aging temperature on nitrogen diffusion depth.

拡散層深さは時効有り無しに関わらず、また心部硬さが低下している過時効材においてもほぼ同等である。このことから、拡散層深さは心部硬さではなく、窒素侵入深さに影響されていると考えられる。また、拡散層深さは時効処理条件によらないことから、窒素侵入深さは軟窒化前の析出物状態に影響されないことが示唆される。一方、400 HV 硬さとなる深さは時効処理温度が高いほど、浅くなる傾向が認められる。これは表層硬さに影響されているとみられ、時効処理条件によって軟窒化による硬化能に差異があると推測される。

3. 2. 3 表層硬さへの影響

Fig. 6 から時効処理温度が高いほど表層硬さの低下が認められる。時効処理条件と表層硬さおよび表層窒素濃度の関係を Fig. 8 に示す。

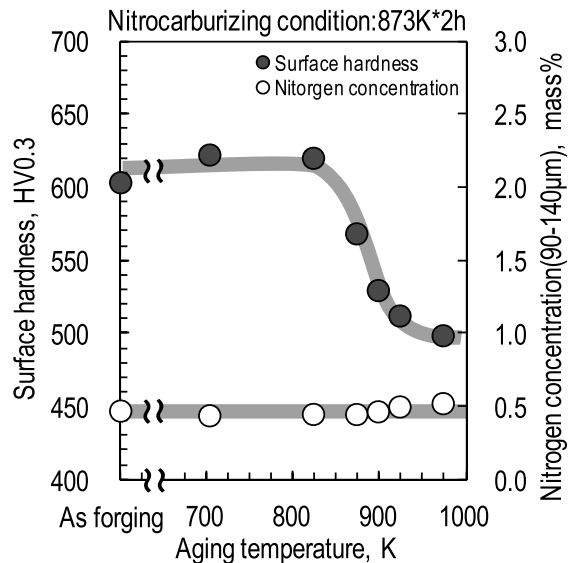


Fig. 8. Effect of aging temperature on surface hardness and nitrogen concentration.

表層窒素濃度は EPMA 線分析結果から、表層硬さ測定位置に相当する最表層 90 μm から 140 μm 位置の平均値を使用した。軟窒化処理後の化合物層厚さはいずれの時効処理条件においても 15 μm から 20 μm 程度であり、大きく変化していないことを確認している。表層窒素濃度は時効処理条件によらず、ほぼ一定の値を示すが、軟窒化後の表層硬さは時効処理温度 823 K 以上で急激な軟化が認められる。この時効処理温度は心部においては時効硬化し始める温度である。表層硬さが低下している 873 K 時効軟窒化材を用い、透過電子顕微鏡 (TEM) 観察とエネルギー分散型 X 線分析 (EDS) を行った結果をそれぞれ Fig. 9 と Fig. 10 に示す。

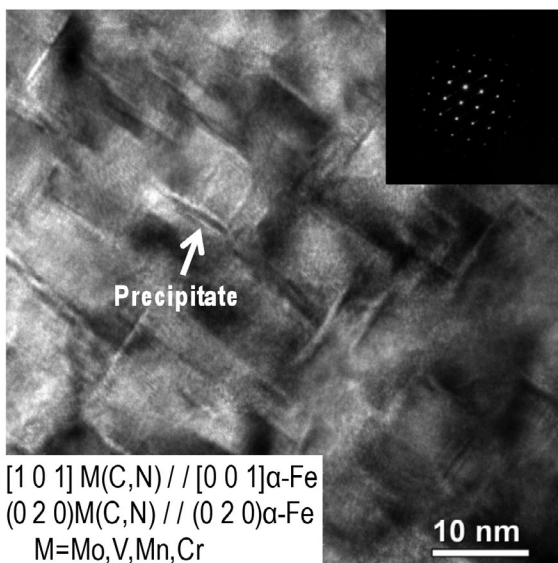


Fig. 9. Transmission electron micrograph taken from surface after nitrocarburizing.

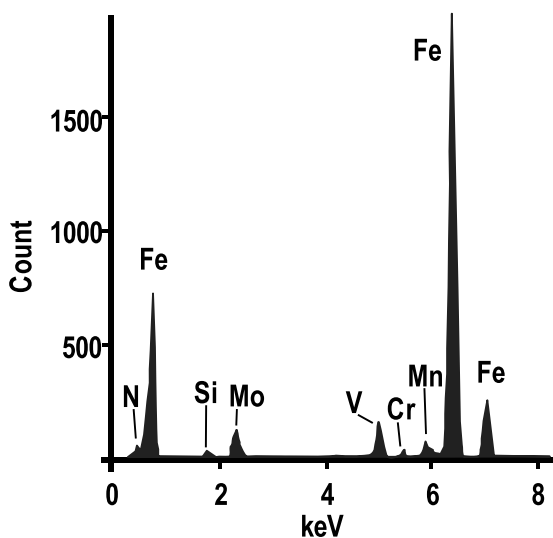


Fig. 10. Result of energy dispersive X-ray spectrometry analysis of precipitate.

析出物は薄板状であり、サイズは短辺 2 ~ 3 nm、長辺 10 nm 前後であった。また、NaCl 型結晶構造を有している。これらの析出物は Fig. 10 の EDS 分析結果から Mo、V を多く含有した炭窒化物であることが確認できる。鋼材母相中に含まれる窒素量は少なく、軟窒化前の時効析出物は炭化物が主であると考えられる。軟窒化処理時に Mo₂C や VC などの微細炭化物に窒素が取り込まれ、炭窒化物に変化する際に粗大化が促進されると推察される。そのため、母相と析出物の整合性が低くなり、硬さが低下したものと考えられる。

4. 開発鋼の機械的特性

従来鋼および開発鋼の成分を Table 3 に示す。開発鋼の軟窒化特性、機械的特性を検証するため Fig. 11 に示す試験片を用い、回転曲げ疲労試験を行った。開発鋼は鍛造空冷後、898 K で 2 h の時効処理を施した後、873 K で 2 h の軟窒化処理を行った。

Table 3. Chemical composition developed steel and conventional steel. (mass%)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
Developed steel	0.20	0.50	1.85	0.20	0.20	0.20
Conventional steel	0.48	0.30	1.45	0.10	-	-

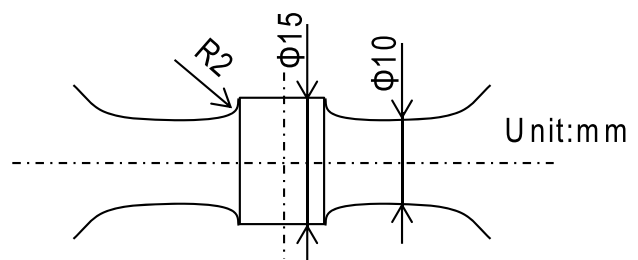


Fig. 11. Size of specimen for rotary bending test.

Fig. 12 に従来鋼および開発鋼の軟窒化後の表層マイクロ組織を示す。従来鋼はフェライト・パーライト組織であるのに対して、開発鋼はベイナイト単一組織が得られている。また、Fig. 13 には軟窒化処理後の従来鋼および開発鋼の硬さプロファイルを示す。開発鋼は図中で破線に示す目標の疲労強度に必要な硬さプロファイルを上回っていることが確認できる。Fig. 14 には回転曲げ疲労試験結果を示す。開発鋼の疲労強度は従来鋼対比で 40% 以上向上していることを確認した。

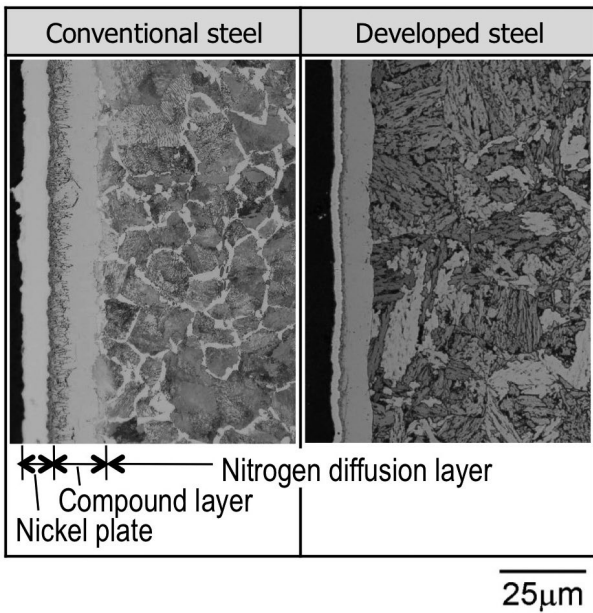


Fig. 12. Microstructure of conventional steel and developed steel after nitrocarburizing.

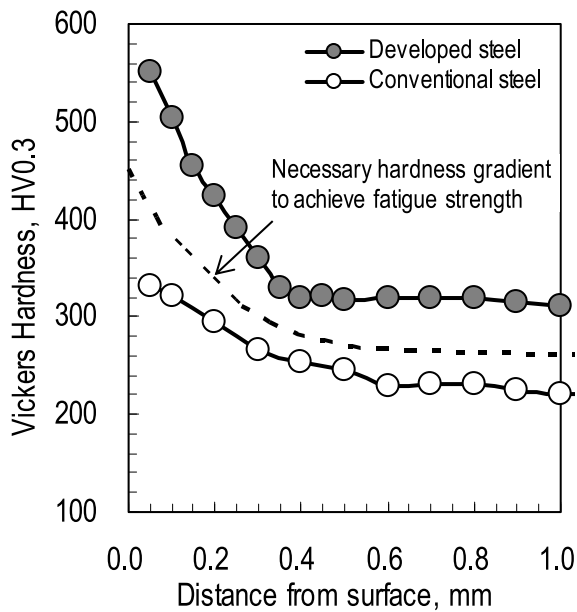


Fig. 13. Hardness profiles of specimens after nitrocarburizing.

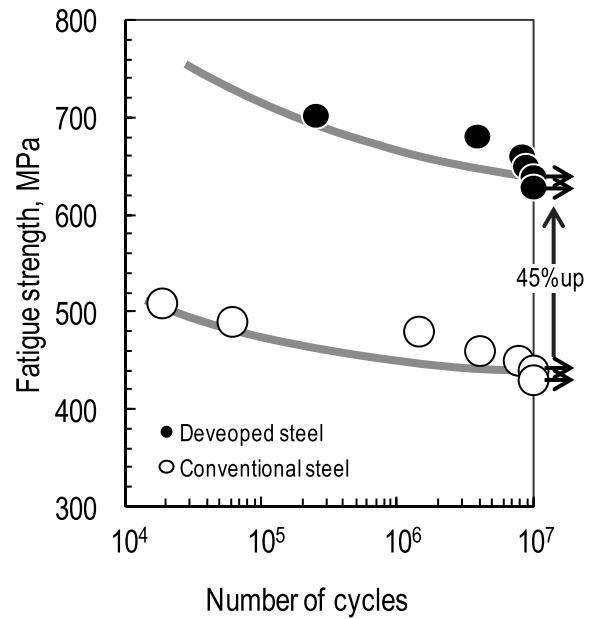


Fig. 14. S-N curves obtained by rotary bending test.

5. まとめ

Mo-V 添加低炭素ベイナイト鋼の軟窒化特性に及ぼす時効処理条件の影響を調査することで、以下の知見を得るとともに、従来鋼対比で疲労強度に優れる鋼を開発した。

- (1) 炭化物生成元素である Mo, Vを複合添加することで、高い時効硬化特性を得ることができる。また、マイクロ組織をベイナイト組織とすることで、フェライト・パーライト組織に比べて高い時効硬化特性を得ることができる。
- (2) 軟窒化処理後の硬さプロファイルに及ぼす時効処理条件の影響は、拡散層深さに対しては小さく、心部では Mo, Vの炭化物析出に左右される。一方、時効処理材の軟窒化後の表層での硬さは、未時効材よりも低い傾向がある。これは軟窒化処理時の窒素の侵入により、時効析出した炭化物の粗大化が促進されるためと推察される。
- (3) Mo-Vを複合添加した低炭素ベイナイト鋼において、時効・軟窒化処理条件を最適化することで、高い時効硬化特性を有し、従来鋼対比 40%以上の高い疲労強度を有する鋼を開発した。

(文 献)

- 1) 高瀬孝夫：鉄と鋼，**66**(1980)，8，1423.
- 2) 市井一男：熱処理，**45**(2005)，5，268.
- 3) 内田荘祐：金属表面技術，**18**(1967)，11，446.
- 4) 磯川憲二，渡辺敏幸，加藤哲男：電気製鋼，**49**(1978)，
1，4.
- 5) 鈴木信一，岩崎忠雄：熱処理，**32**(1992)，1，262.
- 6) 大沢恂：電気製鋼，**49**(1978)，1，43.
- 7) 木村和良，高田勝典，保母誠：電気製鋼，**79**(2008)，
1，61.
- 8) 磯川憲二，渡辺敏幸：熱処理，**15**(1975)，3，133.
- 9) 阿部吉彦，岩崎忠雄：三菱製鋼技報，**15**(1981)，1/2，
46.
- 10) 井上幸一郎，松村康志：電気製鋼，**75**(2004)，1，
11.
- 11) 石川信行，白神哲夫，佐藤肇，石黒守幸，椛澤均，
桑原美博：鉄と鋼，**82**(1996)，2，164.
- 12) 神谷久夫，渡辺敏幸，保田正文：電気製鋼，**49**
(1978)，1，11.
- 13) 田村今男：西山記念講座，**5**(1985)，1.
- 14) 増田大樹，松田英樹，山崎歩見：Honda R&D
Technical Review，**24**(2012)，2，111.
- 15) 大森靖也：日本金属学会会報，**15**(1976)，2，93.