Paper

論説

浸炭鋼の疲れ特性に及ぼすSi, Vの影響

紅林 豊*, 秦野敦臣**

Influence of Silicon and Vanadium Contents on Fatigue

Properties of Carburized Steels.

Yutaka Kurebayashi and Atsumi Hatano

Synopsis

Influence of silicon and vanadium contents on fatigue properties of carburized steels have been investigated. The rolling contact fatigue strength and rotating bending fatigue strength increase with addition of silicon and vanadium. The L10 life of 1.5%Si-0.3%V steel is five times longer than that of SCr420 steel. The microstructural changes induced by rolling contact load have been observed below the raceway surface of the tested specimens by the optical microscopy. These microstructural changes are affected by silicon and vanadium contents and for that reason the rolling contact fatigue life increases with an increase of silicon and vanadium content.

1. 緒 言

歯車や転がり軸受けなどの転動部品においても小型・軽量化が進められており、この動向にともなって材料面においても曲げ疲れ特性や転動疲れ特性などの向上が要求されている。

このような背景をもとにして歯車用浸炭鋼の疲れ特性や衝撃特性に関する研究が盛んに行われており、粒界酸化層の低減¹⁾や結晶粒の微細化²⁾および合金元素³⁾の影響などに関する研究が報告されている。合金元素の影響に注目するとNi, Moなどを添加した高強度材料⁴⁾が提案され、実用化されてきている。

また、転動疲れ特性には、鋼中に存在する Al_2O_3 やTiNなどの硬質な非金属介在物が極めて有害であることが知られており^{5, 6)}、寿命向上を目的として非金属介在物が低減されている。一方、転動疲労の過程においては、接触面の直下部でマイクロ組織変化^{7)~9)}が発生し、剥離現象に影響を及ぼしていることが報告されており、SiやVの添加によって組織変化の遅延が生じ転動寿命が向上することなどが報告^{10)~12)}されている。

このように、疲れ特性に及ぼす合金元素の影響は種々の研究が実施されてきているものの、浸炭鋼の疲れ特性に及ぼすSiおよびVの影響については十分明らかにされたいという状況ではない、そこで本研究では、浸炭鋼の

1995年10月31日受付

* 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Research & Development, Daido Steel Co., Ltd.)

** 大同特殊鋼(株)知多工場 (Chita Plant, Daido Steel Co., Ltd.)

回転曲げ疲れ特性、転動疲れ特性に及ぼすSi、Vの影響に着目し、特に、転動疲労過程における組織変化状況などから寿命延長の機構を検討するとともに、疲れ特性に及ぼすSi、Vの効果を定量的に評価することを試みた。

2. 実験方法

2.1 供試材

本研究に用いた供試材の化学成分をTable 1に示す。A鋼は浸炭鋼として最も一般的に使用されているJIS SCr420であり、B鋼～F鋼はSCr420鋼を基本組成としてSi、Vの添加量を変化させたものである。なお、回転曲げ疲れ特性や転動疲れ特性への介入物の影響を回避するために、Ti、O、Nなどの不純物元素は極力低減した。

供試材は真空誘導炉によって溶解し、50kg鋼塊に鋳造した後、1,473Kの温度で熱間鍛造し、直径22mmの丸棒に鍛伸した。さらに、1,223Kで焼ならし処理を施した後、シャルピー衝撃試験片、回転曲げ疲労試験片および円筒型転動疲労試験片を機械加工によって作製し、Table 2に示す条件で浸炭処理を施し実験に供した。

2.2 試験片および試験条件

浸炭処理特性を評価する目的で、組織観察、オーステナイト結晶粒度、および、硬さ分布の測定を行った。

組織観察に用いた試料は、アルミナペーストによるバフ研磨を行った後に、1%ナイトル腐食液によって組織を現出させ、光学顕微鏡によって観察を行った。なお、表面保護のためにNiメッキを施した。

オーステナイト結晶粒度測定はJIS-G0551によって測定した。結晶粒は飽和ピクリン酸溶液に表面活性剤としてラウリルベンゼンスルホン酸を添加した腐食液を353Kに加熱することによって現出させた。

浸炭後の硬さ特性を評価するためにJIS-G0559による硬さ測定を実施した。ここでは、表面下0.05mm深さの硬さを表面硬さ、表面下4mm深さの硬さを心部硬さ、550HVの硬さが得られる表層からの距離を有効硬化層深さと定義した。

回転曲げ疲労試験は、試験部最小断面の直径8mm、応力集中係数(α_k)1.82の切欠き試験片であり、小野式回転曲げ疲労試験機によって 10^7 回疲れ限度を評価した。なお、浸炭鋼では高強度化の手法の一つとして、ショット

Table 1. Chemical composition of test steels.

(mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	O	N
A	0.20	0.24	0.79	0.020	0.016	0.05	0.05	1.07	—	<0.002	0.0010	0.008
B	0.21	0.48	0.79	0.020	0.015	0.05	0.07	0.68	0.10	<0.002	0.0009	0.007
C	0.20	0.49	0.80	0.021	0.017	0.05	0.06	0.66	0.29	<0.002	0.0009	0.007
D	0.21	0.99	0.79	0.020	0.015	0.05	0.05	0.66	0.20	<0.002	0.0010	0.008
E	0.20	1.46	0.79	0.020	0.016	0.05	0.06	0.66	0.10	<0.002	0.0009	0.007
F	0.21	1.52	0.81	0.020	0.017	0.05	0.05	0.65	0.31	<0.002	0.0010	0.007

Table 2. Case hardening conditions.

Specimen	Rotating bending fatigue test	Charpy impact test	Rolling contact fatigue test
Carburizing	Condition I	Condition II	Condition II
Shot peening	A. H.:1.0mmA	Non	Non
Grinding	Non	Non	50 μ m

Carburizing condition The diagram illustrates the carburizing process for two specimens, O.Q. and A.C. For specimen O.Q., the process involves a carburizing stage at 1223K (Condition I: 7.2ks, Condition II: 12.6ks) followed by a diffusion stage at 1103K (Condition I: 3.6ks, Condition II: 7.2ks), and a final cooling stage at 1103K for 1.8ks. For specimen A.C., the process involves a carburizing stage at 433K for 7.2ks.			

ピーニング処理が実用化されているため、本研究においても疲労試験片はTable 2に示したように、直径0.8mmのスチールショット粒を用い、アークハイト1.0mmAのショットピーニングを行った後に試験に供した。

転動疲労試験は、直径12mm、長さ20mmの円筒試験片を用い、円筒型転動疲労試験機によって行った。試験では接触面圧を5.88GPa、繰返し速度46,240r.p.mとして、同一の試験条件下で12本の繰返し試験を行い、フレーキングが発生するまでの繰返し数を求めた。転動寿命はライブル累積損傷確率が10%および50%となる破損繰返し数を10寿命および150寿命と定義し評価した。なお、転動疲労試験片は浸炭処理後の粒界酸化層の影響を除去するために、機械加工によって表層を50 μ m研磨した後に試験に供した。

シャルピー衝撃試験は深さ2mmの10Rノッチを有する衝撃試験片であり、室温における衝撃値を評価した。なお、試験片はノッチ面を浸炭処理のままの肌状態とし、他の面は浸炭処理後に機械加工によって2mm除去した後に試験に供した。

3. 実験結果および考察

3.1 浸炭後の組織観察結果

一般の浸炭処理は1,173K~1,203Kの温度域で実施されているが、本試験では1,223Kと通常よりも高めの温度で浸炭処理を行った。これは、Fig. 1に示すようにSiの増

Fig. 1. Influence of silicon contents on transformation temperature.

Fig. 2. Optical micrographs of carburized steels.

Fig. 3. Optical micrographs of internal oxidation.

加によってAc₃点が上昇するためであり、オーステナイト単相域での浸炭処理を行う目的で高めの温度で処理を行ったものである。このように高温で浸炭処理された場合、結晶粒の粗大化や粒界酸化層深さの増加が予想されるため、ミクロ組織観察および粒界酸化層深さとオーステナイト結晶粒度の測定を行った。

Fig. 2 に浸炭処理後のミクロ組織の観察結果を示す。写真はScr420、0.5Si-0.1V鋼および1.5Si-0.3V鋼の観察結果である。表層直下の組織はいずれの鋼種においてもマルテンサイト組織を示しているが、1.5%Si添加鋼では心部に一部フェライト組織が観察されている。また、Si、V添加量が多い鋼種ほどフェライト生成量が多くなる傾向が認められた。これは、Si量の増加にともなう変態点の上昇を起因として、焼入れ処理時に初析フェライトが生成したものと考えられる。

Fig. 3 に粒界酸化層の観察結果を、また、Fig. 4 にはSi量と粒界酸化深さの関係について示した。並木³⁾は、Si、Cr、Mnなどの酸化物生成傾向の強い元素は粒界酸化層の発生を助長することを指摘しており、粒界酸化層の発生防止には特にSi量の低下が有効であるとしている。

Fig. 4 に見られるように、粒界酸化層深さはSi量の増加に伴って深くなる傾向が顕著に認められ、特に、Si量が0.25%以下の領域ではSi量の増加に伴って急激に粒界酸化層深さが増大することが分かる。一方、Si量が0.25%以上の領域になると、粒界酸化層深さの増加は観察されず一定値を示すことが分かる。本試験では、0.25%~1.5%までSi添加量を変化させたが、いずれの鋼種においても粒界酸化層深さは13μm~19μmの範囲にあり、Si量増加による粒界酸化層深さの明確な変化は認められな

Fig. 4. Influence of silicon contents on internal oxidation depth.

った。しかしながら、酸化層を詳細に観察するとSi量の増加にともなって酸化密度は増加する傾向にあり、高Si鋼ほど酸化が進行していることが分かる。本研究においては浸炭処理温度が1,223Kと高温であるために、粒界酸化に比べ粒内酸化が優先して発生し、Si量による粒界酸化深さに顕著な差異が生じなかったと推定される。

Fig. 5 にオーステナイト結晶粒の観察結果を、また、Fig. 6 にV量とオーステナイト結晶粒度の関係を示す。オーステナイト結晶粒はV添加量の多い鋼種ほど微細であり、0.3%V添加鋼では粒度番号10番程度の微細粒が得られている。また、同一のV量で比較した場合、Si量の多い鋼種ほど結晶粒が大型化している傾向にある。一般に、鋼の素地中に炭化物や窒化物などの微細な析出物を分散させることによってオーステナイト結晶粒の成長が抑制されることが知られているが²⁴⁾、本試験においても

Fig. 5. Optical micrographs of prior austenite grain.

Fig. 7. TEM micrographs of carburized steels.

Fig. 8. Comparison of fatigue properties of Si-V steels.

V添加により結晶粒の成長が抑制されることが確認された。Fig. 7 にSCr420鋼および0.5Si-0.3V鋼の電子顕微鏡観察結果を示したが、V添加鋼ではVCまたはV(C, N)と思われる微細な析出物の存在が確認されており、これら素地中に析出した微細な分散粒子によって結晶粒の成長が抑制されたものと考えられることができる。

Table 3 にシャルピー衝撃試験片の浸炭処理特性を示す。表面硬さは780HV~820HVの範囲であり、浸炭処理後の表面硬さにはSi, V量の影響は認められないが、有効硬化層深さはSi, V量が多いほど浅くなる傾向が確認された。また、心部硬さへのSi量の影響は明確でないが、V量が多いほど心部硬さは低下する傾向が認められる。このように、同一条件で浸炭処理された場合、Si, Vはオーステナイト結晶粒度、有効硬化深さおよび心部硬さに影響を与えていることが分かる。

Fig. 6. Influence of vanadium contents on austenitic grain size number.

Table 3. Carburizing properties of Charpy impact test specimen.

Steel	Surface hardness (HV)	Core hardness (HV)	Effective case depth (mm)	Austenitic grain size number
A	795	333	0.83	8.8
B	818	413	0.92	9.5
C	816	319	0.75	10.2
D	815	421	0.90	10.1
E	791	415	0.85	9.2
F	781	365	0.79	9.6

3.2 回転曲げ疲れ特性

Fig. 8 に回転曲げ疲労試験の結果を示すが、Si, V添加鋼はSCr420の疲れ限度に比べて30~80MPa高い値が得られた。特に、Si添加量が0.5%の鋼種が高い疲れ限度を示すことが確認された。

Fig. 9 に疲れ限度とSi, Vの関係を示したが、疲れ限度はV添加量の増加に伴って上昇するがSiの影響は明確でない。しかし、V量が0.2%以上になると疲れ限度は上昇せず、逆に低下する傾向にある。疲れ限度への影響因子としては粒界酸化層深さ、結晶粒度¹³⁾が考えられるが、試験材の粒界酸化層深さはSi, Vによらず、いずれの鋼種でも同等レベルであること、また、同一Si量で比較した場合、結晶粒度はV量の多いほど細粒であることから、これらの因子が0.1%V添加鋼の疲れ限度の向上した原因とは考えにくい。

また、疲れ特性に影響する因子としては、上記の因子の他に有効硬化層深さ、および、心部硬さが考えられる。

Fig. 9. Influence of vanadium contents on fatigue limit.

Fig. 11. Relationship between core hardness and fatigue limit.

Fig. 10. Relationship between effective case depth and fatigue limit.

Fig. 12. Relationship between vanadium content and Charpy impact energy.

ため、Fig. 10, Fig. 11 に疲れ限度と回転曲げ疲労試験片の有効硬化層深さ、心部硬さの関係を示した。図から明らかなように、有効硬化層深さ、心部硬さの増加にともなって疲れ限度は上昇している。Table 3 にも示したように、有効硬化層深さ、心部硬さは同一のSi量で比較した場合、V量の多いほど減少する傾向にあり、疲れ限度の傾向と一致している。このように、疲れ限度へのSi, Vの影響は、有効硬化深さや心部硬さなどの浸炭特性を通して現れたものと考えられ、有効硬化層深さと心部硬さのバランスに優れた0.5%Si-0.1%V鋼の疲れ限度が最も高かったものと考えられる。

3.3 シャルピー衝撃試験結果

疲れ特性への影響因子を検討する目的で、疲労き裂の発生・伝播挙動に影響すると考えられる靱性についての調査を行った。

Fig. 12 に衝撃特性とSiおよびVの関係を示した。衝撃値は同一のSi量で比較した場合、V量の増加にともなって高くなる傾向が認められる。また、Siの影響は明確でないが、同一V量で見るとSi量の低い材料の方が高い衝撃値を示す傾向にある。

Fig. 13 に衝撃試験後の破面のSEM観察結果を示した。破面にはいずれも粒界破壊が観察されるが、V量の増加

Fig. 13. SEM micrographs of Charpy impact fracture surface of carburized Si-V steels.

Fig. 14. Relationship between austenitic grain size number and Charpy impact energy.

にともなって粒界破面の割合は減少する傾向にある。これは、V添加による結晶粒の微細化効果と考えることができる。

Fig. 14 に結晶粒度と衝撃値の関係を示したが、粒度番号の大きい、すなわち結晶粒の微細なほど衝撃値は上昇する傾向が確認された。この傾向は、従来から報告されている結果と同様である。本試験においては、Fig. 6 に見られるように高V鋼ほど結晶粒が微細となる傾向にあるため、Vは結晶粒の影響を通じて衝撃特性に影響を与えたものと考えることができる。また、Table 3 に示されるように、Si量の多い鋼ほど結晶粒が大型化する傾向にあり、同一V量の場合、高Si鋼ほど衝撃値を低下させていると考えられる。

Fig. 15. Effect of vanadium contents on rolling contact fatigue life.

Fig. 16. Effect of silicon contents on rolling contact fatigue life.

3.4 転動疲れ特性

Fig. 15 にワイブル確率法によって整理した L_{10} 、 L_{50} 寿命とV量の関係を、また、Fig. 16 には、同様にSi量との関係を示した。

L_{10} 寿命に及ぼすVの影響を見ると、 L_{10} 寿命はV量の増加にともなって延長される傾向にあり、0.3%のV添加鋼ではSCr420鋼に比べ5倍程度の長寿命が得られていることが分かる。また、Si量との関係を見ると、Si量が0.5%までは明確に L_{10} 寿命が延長される傾向にあるが0.5%以上のSi量域では、明確な寿命延長は認められず、0.5%Si鋼と同等または低下する傾向にあった。

L_{50} 寿命とV、Siの関係を見ると、Si、V量の増加にともなって L_{50} 寿命は延長される傾向が確認される。本研究の範囲では、 L_{50} 寿命へのSi、Vの寄与度を、分離して言

及することはできないが、これまでも、Si, V を単独に添加した鋼中において L_{50} 寿命の延長が確認されていることから、Si, V の添加によって L_{50} 寿命が延長していると考えることができる。

高硬度域における疲労特性には、疲労き裂の発生起点となる介在物の存在が大きな影響を与えることは周知の事実である。破壊力学の観点からは、これら介在物は内在するクラックとして取り扱うことができるが、これらクラックからのき裂発生・伝播を抑制できれば疲労強度の向上を図ることができる。転動疲労は曲げ疲労などとは応力形態は異なるものの、同様のき裂の発生・伝播過

程が存在すると考えられ、き裂発生抵抗を高めることによって L_{10} 寿命の向上が期待される。ここで、き裂発生抵抗の代表値としてシャルピー衝撃エネルギーをとり L_{10} 寿命との関係を Fig. 17 に示した。図に示されるように、衝撃エネルギーの高いほど L_{10} 寿命が延長する傾向が確認された。本研究においては V 添加により衝撃値が向上することを先に述べたが、V 添加は素地の韌性を改善することによって疲れき裂の発生を抑制し、 L_{10} 寿命を延長させたと考えられる。

安本ら¹⁹⁾は SUJ2 鋼に Si を添加することによって、 L_{10} 、 L_{50} 寿命が延長することを報告している。特に、Si 添加鋼では転動疲れ過程におけるマイクロ組織変化が遅延し、その結果として寿命を延長させてとしている。そこで、本研究においても転動寿命に及ぼす Si の影響を検討する目的で、転動疲労過程におけるマイクロ組織変化についての調査を行った。

0.5%Si-0.1%V 鋼の組織変化の観察結果を Fig. 18 に示した。転動疲労過程における組織変化は 3 段階に大別され、 3×10^7 回程度の比較的初期の段階では D. E. R. (Dark Etching Region) と呼ばれる腐食されやすい層が確認された。また、 $1 \sim 2 \times 10^8$ 回程度の繰返し領域で板状の炭化物と思われる C. B. (Carbide Band) が観察される。最表面から $50 \mu\text{m}$ 深さに渡り、転走面接線と $80 \sim 90$ 度の角度を有するバンドと 0.1mm 程度の深さに転走面接線と $30 \sim 45$ 度の角度をなすバンドの 2 種類が観察されている。さらに、 3×10^8 回以上の領域では、最大せん断応力の作用する 0.1mm 程度の位置に W. B. (White Band) の生成が確認された。

Fig. 17. Relationship between Charpy impact energy and rolling contact fatigue life.

Fig. 18. Optical microstructure on the vicinity of rolling contact surface of 0.5Si-0.1V steel.

Fig. 19. Effect of silicon content on microstructure stability.

Fig. 20. TEM micrographs of carburized SCr420 steel,

(a) after rolling contact fatigue test (8.5×10^7 cycles)
(b) as carburized (c) 473K tempered (d) 573K tempered

これらの組織変化のうち第3段階のW. B. の生成までの繰返し数とSi量の関係をFig. 19に示したが、Si量の増加にともないW. B. への組織変化が遅延していることが分かる。また、同一Si量で比較すると、V量の多いほどW. B. への変化が遅延していることが分かる。Si、V量とD. B. R. およびC. B. の変化時期との相関は明確でないが、Si、V量が多いほど組織変化時期は遅延する傾向が認められる。W. B. の形態に関しては十分明らかにされていないが、接触による発熱または高負荷の作用などによ

Fig. 21. Relationship between microstructure stability and rolling contact fatigue life.

て、Cの拡散が進行し焼もどし過程に類似する変化が生じていると考えられる。越智ら¹¹⁾はSUJ2鋼の転動疲れ過程における組織変化を観察し、繰返し応力下では573Kの温度での焼もどしに相当する組織変化が生じていることを報告している。Fig. 20にSCr420鋼の転動疲労試験後の組織と浸炭材の焼もどし組織の電子顕微鏡観察結果を示したが、転動疲労試験後の組織は浸炭処理のままの組織とは大きく異なっていることがわかる。マルテンサイト組織の分解状況などから判断して、573K以上の焼もどしに相当する組織変化が発生していると推定される。特に、Siは焼もどし軟化抵抗性に優れることから、転動疲労中に焼もどしと同様の組織変化が生じたとすれば、Si量を増加することによって組織変化を起こすまでの繰返し数が延長されることが考えられる。

ここで、W. B. 発生までの繰返し数と L_{10} 寿命の関係をFig. 21に示したが、W. B. 発生が遅いものほど L_{50} 寿命は延長しており、組織変化を遅らせることによって寿命を延長できることが分かる。したがって、SiはW. B. への組織変化時期を遅らせることによって、 L_{50} 寿命を延長させたものと考えられる。

このように、Si、Vはき裂の発生抵抗の向上、組織変化の遅延に寄与することによって転動寿命を延長させる効果を有していると判断される。

4. 結 論

肌焼鋼の疲れ特性に及ぼすSi、Vの影響を検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 回転曲げ疲れ限度はSi、Vの添加によって向上し、

SCr420に比べて30~80MPa高い疲れ限度を示した。

(2) シャルピー衝撃値はV量の増加にともなって増大する傾向にある。これはVによる結晶粒の微細化による効果と考えられる。

(3) 転動疲れ寿命もSi, Vの添加によって延長し、 L_{10} 寿命はSCr420に比べて2~5倍程度の長寿命を示した。

(4) 転動疲労中には3段階の組織変化が生じており、Si, Vを添加することにより組織変化時期が遅延することが確認された。 L_{50} 寿命はW. B. 発生までの繰返し数と良い相関を示すことから、Si, Vは転動疲労中の組織変化時期を遅らせることによって、転動寿命を延長させていると考えられる。

〈 文 献 〉

- 1) 並木：熱処理，**28**(1988)，277
- 2) 磯川，高田，加藤：熱処理，**22**(1982)，163
- 3) 平井，宇野，中里：住友金属，**41**(1989)，27
- 4) K. Namiki, S. Sugiura, S. Umegaki, Y. Okada and I. Tani: SAE Technical Paper Series, 890531(1989)
- 5) 坪田：鉄と鋼，**68**(1982)，2037
- 6) 井上，竹井：Koyo Engineering Journal, **129**(1986)，31
- 7) A. S. Vöscamp, R. Osterlund, P. C. Becker and O. Vingsbo: Metals Technology, Jan., (1980)，14
- 8) 坪田：鉄と鋼，**69**(1983)，1487
- 9) 古村，城田，平川：電気製鋼，**46**(1975)，163
- 10) 安本，星野，天野：CAMP-ISIJ, **5**(1992)，1961
- 11) 越智，小安，大本：CAMP-ISIJ, **6**(1993)，799
- 12) 中村，紅林，大森：日本鉄鋼協会 組織制御と性質研究部会報告書組織制御と性質，(1993)，87
- 13) 小林，笠松：鉄と鋼，**67**(1981)，1990
- 14) 落合，大羽，飛田，南雲：鉄と鋼，**70**(1984)，2001
- 15) 瓜田，並木，飯久保：電気製鋼，**59**(1988)，33