1200MPa級高強度ばね鋼 “ND120S”

紅林 豊*¹, 米口明雄*²

High Strength Spring Steel, “ND120S”

Yutaka Kurebayashi and Akio Yoneguchi

Synopsis

As for automotive suspension coil spring, its weight saving has been achieved by increasing the design stress, since the increasing of design stress requires higher fatigue strength and sag resistance. However, in the case of the conventional spring steel, the high tensile strength over 1900MPa can dramatically reduce the corrosion fatigue strength and delayed fracture strength.

In this paper, a newly developed spring steel material, satisfying higher strength and corrosion fatigue life of spring, is proposed, and its application to automotive suspension coil spring under the appropriate spring manufacturing process is introduced.

Carbon content of developed steel is less than conventional steels to increase of corrosion fatigue life and fracture toughness. Nickel is added to restrain corrosive pit forming. Boron and niobium are added to improve delayed fracture strength.

Experimental results by both the test piece and spring under high strength design, shows that the developed spring material is effective for improving the corrosive fatigue life and delayed fracture strength, and can achieve the 20% weight saving under 1200MPa design stress, comparing with conventional spring steel.

1. はじめに

自動車の低燃費・軽量化の動向に連動して、懸架用巻きばねも高強度・軽量化のニーズが高まっている。懸架巻きばねを軽量化するためには硬さを増加して高強度化を図ることが必須とされ、軽量化巻きばねとして1200MPa級のばねを製造する場合には52～54HRCの硬さとする必要がある。一般に懸架巻きばね用鋼として用い

られている高Si-Mn系のSUP7は1100MPa級の巻きばねとして量産されているが、使用可能な硬さの上限は51HRCレベルまでであり、これ以上の高硬度域で使用すると腐食疲労強度や遅れ破壊特性が急激に低下するため、SUP7では1200MPa級の高強度巻きばねを実用化することは極めて困難であるとされている¹⁾²⁾。

そこで、高硬度域で問題とされる腐食疲労強度特性や遅れ破壊特性を改善するため材質制御の観点からアプローチを行ない、粒界破壊を防止するために結晶粒の微細

1999年11月3日受付

* 1 大同特殊鋼（株）技術開発研究所 (Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.), * 2 日本発条（株）ばね生産本部 (Production Development Suspension Spring Div., NHK Spring Co., Ltd.)

化、結晶粒界の強化を目的としてNb, Bを活用し、さらに、腐食環境下でのピット生成抑制を目的にNiを活用した高強度ばね鋼の開発に取り組み、1200MPa級の高強度巻きばね用鋼(ND120S)を開発したので、以下にその内容を報告する。

2. 高硬度域における材料の課題と対策

2. 1 腐食疲労強度の改善

高硬度域におけるばね材料の課題は、腐食疲労強度と遅れ破壊強度の低下である。一般に、硬さの増加にともなって切欠き感受性が高くなるため、介在物³⁾や欠陥などの応力集中源が存在すると疲労強度は低下する傾向にある。特に、腐食環境下では表層部に応力集中を生じやすい腐食ピットが生成されるため疲労強度は急激に低下する傾向にある。

Fig.1に実用範囲よりも高目の硬さ域である53HRCレベルに焼入れ焼戻し処理したSUP7の腐食疲労試験後の表層近傍における腐食状態を調査した結果を示した。図のように、腐食疲労試験後の試験片には、表層部に多数

Fig. 1. Optical micrograph of corrosive pit.

の腐食ピットが生成されていることがわかる。この腐食ピットの深さは平均で50 μ m程度の深さがあり、局部的には100 μ mを越す深さを有していた。また、破面観察からも腐食ピットが破壊起点であることが確認された。筆者らは、ばね鋼の疲労特性に関する調査を行ない⁴⁾、

53HRCレベルの硬さ域におけるSUP7の下限界応力拡大係数 ΔK_{th} が4MPa $\sqrt{m}$ の値であることを確認している。この値から1200MPaの負荷応力が作用する場合に許容される初期き裂長さ(腐食ピットの深さ)は10 μ m程度と計算され、Fig.1で観察された腐食ピットからは容易にき裂が発生・伝播することがわかる。したがって、腐食疲労強度の改善には、腐食ピットの生成を抑制することが必要であり、同時に、き裂伝播抵抗を向上することが重要であるといえる。

腐食疲労強度の改善にはCu, Niなどの合金元素の添加が有効であることが確認されているが⁵⁾、腐食ピットの生成挙動に及ぼすNiの影響に関する詳細な調査を実施した。

Fig.2にSUP7、およびNi添加量を変化させたばね鋼の腐食ピットの生成挙動に関する調査結果を示した。腐食

Fig. 2. Relationship between corrosive cycles and pit depth.

試験は5%NaCl溶液による塩水噴霧を28.8ks実施した後、恒温恒湿槽(温度:308K,湿度:60%)で57.6ks保持し、これを1サイクルとして腐食試験を行い、腐食サイクル数とピット深さの関係を示した。腐食の初期段階では鋼種間の差は明確に現れていないが、5サイクル以上の腐食後ではピット生成深さに明瞭な差異が生じており、Ni添加鋼ではSUP7に比べて腐食ピットの生成が抑制されている。

Fig.3にピット深さに及ぼすNi添加量の影響を示したが、Ni添加量の増加にともなって生成される腐食ピットの深さは浅くなる傾向にある。このように、Ni添加によって腐食ピットの生成が抑制されることが確認された。

Fig. 3. Effect of Ni contents on pit depth.

また、生成されたピットの形状に関する調査結果を Fig.4に示した。ここでは、レーザー顕微鏡によってピ

Fig. 4. Comparison of corrosive pit aspect ratio.

ットの観察を行ない、ピットの深さと直径を測定してアスペクト比（深さ／直径）を求めた。アスペクト比が大きいほど鋭利な形状となるので応力集中を生じやすく、疲労き裂の起点となる確率が高くなることを意味している。図のようにアスペクト比の最大値、平均値ともにNi添加鋼はSUP7に比べて小さくなっており、形状面からも腐食疲労特性に有利であることがわかる。

2. 2 遅れ破壊強度の改善

遅れ破壊は水素の侵入により脆性的な破壊を生じる現象であり、多くの場合、粒界破壊を呈することが知られている。これは、鋼中へ侵入した水素が結晶粒界を優先的に拡散し粒界を脆化させるために生じる現象であり、

遅れ破壊特性の改善には結晶粒界の強化が極めて重要である。Fig.5に53HRC硬さに調整したSUP7の遅れ破壊試

Fig. 5. Scanning electron micrographs of delayed fractured surface.

験後の破面観察結果を示したが、高硬度域のばね鋼においても粒界破壊が主体の破壊形態を呈しており、粒界の強化が重要であることが確認された。

実用的な遅れ破壊強度の改善対策は、炭化物や析出物による拡散性水素のトラップ対策と結晶粒界の強化が主な対策である。炭化物などを適用する場合には、2次析出した微細な炭化物によって遅れ破壊に有害な拡散性水素のトラップを行なうが、微細な炭化物を多量に得るために高温焼戻し処理する必要がある。ボルト用鋼などでは823～873Kでの焼戻しを適用するが、ばね鋼の場合には硬さの観点から焼戻し温度を低下させる必要があり、積極的に炭化物を活用する手法によって遅れ破壊特性の改善を期待することは困難である。したがって、ばね鋼のように比較的低温の焼戻し処理を適用する場合の遅れ破壊強度の改善には、結晶粒界の強化による対策を主体に行なう必要があるといえる。

Fig.6に衝撃値と360ksにおける遅れ破壊強度の関係を示した。試験に用いた供試材は53HRCレベルに調整したばね鋼であり、粒界強化と結晶粒の微細化を目的にB、Nbの添加を行なっている。また、遅れ破壊試験には曲げ式の遅れ破壊試験機を用い、0.1規定の塩酸溶液を滴下して試験を行なった。同一の硬さレベルで強度を比較すると衝撃値の高いもののほど、遅れ破壊強度が向上する

Fig. 6. Relationship between Charpy impact value and delayed fracture strength.

傾向にあり、B、Nbの添加によって遅れ破壊強度が改善されることが確認された。

3. 高強度ばね鋼のアロイデザイン

Table 1に開発した高強度ばね鋼ND120Sの化学成分を示す。材料の化学成分は、先に実用化された1300MPa級高強度ばね鋼ND250S⁴⁾をベースにアロイデザインしたものであり、特に、B、Nb、Niなどの合金元素に注目した材料である。

ばねに要求される特性は、腐食疲労強度や遅れ破壊強度に加えて、引張強度、疲労強度、耐へたり性などが挙げられる。引張強度や疲労強度は硬さと比例関係にあり、介在物や表面欠陥などの問題が回避できれば、硬さの増加によって必要とする特性を得ることができる。1200MPa級のばねでは52~54HRCの硬さに調整することによって要求強度を確保することができる。したがってCの含有量は硬さの観点から下限値が決定されることになるが、粒界破壊の抑制にはC量の低減が有効とされる

ため、C量は52~54HRCの硬さが得られる最小値とすることが望ましい。マルテンサイト硬さから必要なC量を求めると0.35%で52HRC以上の硬さが得られるが、焼戻し処理時の硬さ低下を考慮すると、最適なCの添加量は0.4%程度であると考えられる。

次に、耐へたり性の向上には、耐力比（降伏応力／引張強度）を増加させることが有効とされ、固溶強化や析出強化による対策が挙げられる。実用的には、Si、Mo、Vなどの合金元素の添加が有効とされており^{6),7)}、開発鋼においてもSi、V添加を実施して耐へたり性を維持している。

腐食疲労強度の観点からは、腐食ピットの生成・進行を抑制する目的でNi添加を実施している^{8),9)}。さらに、遅れ破壊強度の観点からは、粒界の強化作用を有するB添加を行なうとともに¹⁰⁾、結晶粒の微細化を図るためNb添加を行なっている。

4. 開発鋼の基礎特性

Fig.7に焼戻し性能曲線を示した。また、Table 2には

Fig. 7. Relationship between tempering temperature and hardness.

Table 1. Chemical composition of tested steels(mass%).

Material	C	Si	Mn	Ni	Cr	V	B	Nb
ND120S	0.40	1.80	0.30	0.50	1.00	0.20	0.0015	Added
SUP7	0.60	2.00	0.90	-	-	-	-	-

Table 2. Mechanical properties.

	ND120S				SUP7			
Tempering temperature(K)	573	623	673	723	573	623	673	723
Hardness(HRC)	55	54	52	48	58	57	55	50
Proof stress(MPa)	1620	1650	1550	1400	1680	1700	1740	1450
Tensile stress (MPa)	1950	1920	1800	1620	2050	2010	1970	1820
Elongation(%)	16	14	16	17	3	7	9	13
Reduction area(%)	44	45	48	58	18	16	23	33
Charpy impact value(J/cm²)	76	74	78	72	18	16	28	38

開発鋼の機械的性質を示した。同一の焼戻し処理条件ではC含有量の多いSUP7の方が高目の硬さを示しているが、開発鋼では623Kの焼戻しで54HRCの硬さが得られることがわかる。また、同一の焼戻し処理条件で比較すると引張強度も高硬度であるSUP7のほうが高い値を示しているが、同一の硬さレベルで比較すると開発鋼はSUP7と同等の引張強度を有しており、特に、伸び・絞りなどの延性の改善と衝撃特性の大幅な向上が達成されていることがわかる。

このように、開発鋼では1200MPa級のばねとして要求される53HRCレベルの硬さを得るためにはSUP7に比べて焼戻し温度を低下させる必要があるが、高硬度域における延性、靱性に優れている。

Fig.8に大気中における疲労試験結果を、Fig.9に腐食疲労試験結果を示した。開発鋼では53HRC、SUP7では

Fig. 8. S-N diagram of fatigue tests in the atmosphere.

Fig. 9. S-N diagram of corrosion fatigue tests.

51HRCレベルの硬さに焼入れ焼戻し処理を施し、実際のばねの製造工程と同様に熱処理後にショットピーニングを施している。腐食疲労試験は、塩水噴霧(28.8ks)、恒温恒湿槽放置(57.6ks)を1サイクルとして疲労試験前に10サイクルの腐食処理を行なった後、大気中で回転曲げ疲

労試験を行なったものである。Fig.8に示したように、大気中における疲労強度は硬さに比例して増加することが確認され、各種報告されている疲労データバンドに一致している。一方、腐食疲労強度を見ると、SUP7の 10^7 疲労限度が300MPa程度の値であるのに対して、開発鋼の疲労限度は600MPa以上の値を示しており、高硬度域で問題とされる腐食疲労強度の改善が図られていることが確認された。

Fig.10に開発鋼およびSUP7の遅れ破壊試験結果を示した。試験材の硬さレベルは、開発鋼は53HRC、SUP7

Fig. 10. Results of delayed fracture tests.

は51HRCである。遅れ破壊試験は、曲げ式の遅れ破壊試験機を用い、0.1規定の塩酸溶液を用いた。Fig.10に示したように、同一の負荷応力における破断時間を見ると、開発鋼の破断寿命は大幅に改善されていることがわかる。

Fig.11に焼入れ焼戻し後の硬さと遅れ破壊強度比の関係を示した。遅れ破壊強度比とは、Fig.10で求められる

Fig. 11. Effect of hardness on the delayed fracture strength ratio.

破断時間108ks(30hr)における負荷応力を、静的な曲げ強さで除した値であり、遅れ破壊強度比が高いほど遅れ破壊特性に優れていることを意味している。遅れ破壊強度比は開発鋼、SUP7ともに硬さ増加にともなって低下しており、高硬化化にともなう遅れ破壊強度は同一の現象である。しかしSUP7では一般的に用いられている硬さレベルである47~51HRCの遅れ破壊強度比は0.2程度の値であるが、51HRC以上の高硬度域になると遅れ破壊強度比は0.1以下にまで急激に低下し、遅れ破壊に対する抵抗性が極めて低いことがわかる。一方、開発鋼では53HRCレベルの硬さ域でも0.2程度の遅れ破壊強度比を示しており、高硬度域の遅れ破壊特性が改善されている。

開発鋼ではB添加による粒界の浄化、Nb添加による結晶粒の微細化の効果から粒界破壊の防止を試みたが、Fig.12の破面観察結果で示されるように衝撃試験後の破面には粒界破壊の発生が観察されておらず、B、Nb添加によって粒界破壊が防止されていることが確認された。

Fig. 12. Scanning electron micrographs of Charpy impact test specimen.

Fig.13にはオーステナイト粒度番号とシャルピー衝撃値の関係を示した。なお、試験片の硬さは開発鋼で53HRC、SUP7は51HRCである。図のように結晶粒の粗大化にともなって衝撃値は低下する傾向にあるが、同一の結晶粒で比較すると開発鋼の方が高い衝撃値を示しており結晶粒界が強化されていることがわかる。また、Nb添加鋼ではSUP7に比べて結晶粒の成長が抑制されており、同一の加熱条件下ではオーステナイト粒度が1番程度大きい値を示しており、SUP7に比べて微細な結晶粒であることを確認している。

5. 1200MPa級高強度ばねへの適用

Fig. 13. Effect of austenitic grain size on Charpy impact value.

開発鋼(ND120S)の基礎特性を評価した結果、高強度懸架巻きばね素材として有望であることがわかった。そこで、実際にTable 3に示したばね緒元の巻きばねを製造し、耐へたり性、疲労強度特性、遅れ破壊特性などの諸特性を調査し、1200MPa級の懸架巻きばねとしての性能を評価した。なお、ばねの製造は量産品の製造工程と同様であり、熱間コイル成形後に焼入れ焼戻し処理を行ない、温間ショットピーニング、冷間セッチングの工程を順次行なった。

Fig.14に耐へたり性の試験結果を示した。試験は巻き

Material	Hardness (HRC)	Test stress (MPa)	Residual shearing strain				
			4	5	6	7	8
ND120S	52.3	1176	●	●			
SUP7	53.2	1176	●	●			
		1078					●

Fig. 14. Results of clamping tests.

ばねに負荷応力を与えた状態で、353K(80℃)で345.6ks保持した後の残留歪みを評価する方法で行なったが、図のように1176MPaの応力で試験を行なった場合の開発鋼の残留歪み量はSUP7の1/2以下の値である。また、SUP7の残留歪み量が開発鋼と同一レベルとなる負荷応力は100MPa程度低めの応力であり、開発鋼では高応力域においても優れた耐へたり性を示すことが確認された。

Fig.15に大気中の疲労試験結果を示した。ここでは平均応力を775MPaとして応力振幅を変化させた試験を行ない破断寿命を調査した結果であるが、同一の硬さレベ

Table 3. Specification of coil spring.

Bar diameter	Mean diameter of coil	Effective number of coil	Free height	Spring rate
12.5 mm	110 mm	5.39	382 mm	33.4 N/mm

Material	Hardness (HRC)	Test stress (MPa)	Number of cycles to failure ($\times 10^4$)				
			20	40	60	80	100
ND120S	52.3	735 $\pm$ 441		●	●	●	●
SUP7	53.2	735 $\pm$ 441	●	●	●	●	●

Fig. 15. Results of fatigue tests in the atmosphere.

ルであるにもかかわらず開発鋼ではSUP7に比べて30%以上の高強度化が達成されている。この原因としては、開発鋼を用いた巻きばねの方が表層部の圧縮の残留応力値が高い値を示したことから、残留応力の影響が高強度を示した一因であると考えられる。

Fig.16に腐食環境下での疲労試験結果を示した。試験

Material	Hardness (HRC)	Test stress (MPa)	Number of cycles to failure				
			12	14	16	18	20
ND120S	52.3	735 $\pm$ 441					●
SUP7	53.2	735 $\pm$ 441	●	●			

Fig. 16. Results of corrosion fatigue tests.

は、実車の腐食モードを再現するために実施したものであり、5%NaCl溶液を1.8ks噴霧した後、大気中で所定の応力を負荷して3000回の加振を行ない、次いで、温度299K(26℃)、湿度95%の恒温恒湿槽に82.8ks保持するサイクルを1サイクルとして、ばねが折損するまでのサイクル数を評価した。図のように、開発鋼の破断サイクルは同一の負荷条件におけるSUP7に比べて2倍近くに増加しており、腐食環境下における耐久性も優れていることが確認された。試験後のサンプルでピットの生成状況を比較したが、Fig.4と同様に開発鋼ではピット深さが浅く、耐食性に優れていることが確認された。

Fig.17に遅れ破壊試験結果を示した。試験は、ばねを

Material	Hardness (HRC)	Test stress (MPa)	Number of cycles to failure		
			10	15	20
ND120S	52.3	1176			●
SUP7	53.2	1176	●		

Fig. 17. Results of delayed fracture tests.

所定の応力で締め付けた後に15%HCl溶液に120s浸漬処理し、水洗を行なった後に温度299K(26℃)、湿度95%の恒温恒湿槽に84.6ks保持するサイクルを1サイクルとし破断が生じるまでのサイクル数を調査した。図のように同一の締め付け応力における破断サイクルを比較すると開発鋼ではSUP7の2倍程度の値を示しており、遅れ破壊特性も大幅に改善されていることがわかる。

このように、開発鋼では汎用のSUP7に比べて52～

4HRCレベルの高硬度域においても、腐食疲労強度や遅れ破壊強度の改善が確認され、1200MPa級の巻きばね実体としても十分な強度特性を有していることが確認された。

6. まとめ

以上のように、従来では巻きばねの高強度化にともない腐食疲労強度と遅れ破壊強度の低下が課題とされてきたが、腐食疲労強度の対策としてNi添加による腐食ピットの生成抑制、また、遅れ破壊強度の対策としてB添加による粒界強度の改善、さらには、Nb添加による結晶粒の微細化などの対策によりこれらの課題を解決することができた。

開発鋼(ND120S)は1200MPa級の高強度ばね鋼として実体の巻きばねに適用が可能であることが確認され、1100MPa級のSUP7の巻きばねに対して約20%の軽量化を達成することができた。

(文 献)

- 1) 稲田 淳, 下津佐正貴, 茨木伸彦, 辻 博人: ばね技術研究会1996年秋季講演大会論文集, (1996), 1
- 2) 中野智裕, 榊原隆之, 脇田将見, 杉本 淳: ばね技術研究会1997年秋季講演大会論文集, (1997), 27
- 3) 斎藤 誠, 伊藤幸生: ばね論文集, **30**(1985), 11
- 4) 阿久津忠良, 丹下 彰, 佐藤保夫, 新井泰夫, 紅林 豊, 高木政明: 電気製鋼, **62**(1992), 70
- 5) 下津佐正貴, 茨木伸彦, 中山武典, 宮内重明: ばね技術研究会1996年春季講演大会論文集, (1996), 33
- 6) 横手信久, 小曾根敏夫, 新田百男, 本間 達, 二沢喬一郎: ばね論文集, **31**(1986), 9
- 7) 隠岐保博, 永松孝彦, 芦田真三: ばね論文集, **34**(1989), 26
- 8) 伊藤幸生, 米口明雄: ばね論文集, **40**(1998), 43
- 9) 紅林 豊, 伊藤幸生, 米口明雄: ばね技術研究会1999年春季講演大会論文集, (1999), 45
- 10) 中村貞行, 秦野敦臣: 電気製鋼, **67**(1996), 4