



特集記事・6

希少金属資源と省合金型鉄鋼材料開発の今

腐食疲労特性に優れた 省合金型高強度懸架ばね用鋼

Low Alloy Type High Strength Steel for Suspension Spring with
High Corrosion Fatigue Resistance Property

増田智一

Tomokazu Masuda

(株) 神戸製鋼所 鉄鋼事業部門
技術開発センター 線材条鋼開発部
線材条鋼開発室 主任研究員

1 はじめに

近年、地球環境保護の観点から種々の構造用部材の軽量化要求が高まっており、自動車用懸架ばねにおいても同様の要求がある。一般ばね用鋼材を選定するにあたり、考慮しなければならない基本特性には、疲労特性、耐へたり性があげられる。ばねの高応力化のためには、ばね素材の高強度化および鋼の焼戻し軟化抵抗の向上が有効であり、種々の化学組成および熱処理による検討が図られている¹⁾。一方、自動車用懸架ばねにおいては、疲労特性、耐へたり性に加えて、更に腐食に対する耐久性について考慮する必要がある。

通常、自動車用懸架ばねは、塗装を施すことによって耐食機能が付与されているが、走行中の飛び石等でこの塗装が部分的に剥離、その部分が集中的に腐食することで腐食ピットが形成され、破壊に至ることが知られている。図1に、ばね用

鋼の腐食ピット深さと疲労強度の関係を示す²⁾。図1に示されるとおり、腐食ピット深さが低減されるほど疲労限度が向上しており、また、規格鋼であるSUP7よりもNi、Cr、Mo、Vといった耐食性を向上させる合金元素が添加されている鋼材の方が高疲労寿命を有することが分かる。また、この腐食ピット形成時、鋼中に水素が浸入し、き裂進展を助長することも知られており、自動車用懸架ばねの軽量化のためには、単なる素材の高強度化だけでなく、腐食に対する耐久性を向上させる必要がある。耐食性向上には、ばねの設計、加工および材料面の対応が考えられ、特に材料面においては、規格鋼と比較して腐食疲労特性に優れたばね鋼が各種開発されている^{3,4)}。ここでは、ばね鋼分野の省合金技術の例として、(株) 神戸製鋼所にて1990年代に開発された希少金属元素添加量は比較的多いが、よく知られたばね用鋼である高強度懸架ばね用鋼UHS1900 (以下、開発鋼A) について述べ、その後、諸特性を劣化させることなく希少金属元素の添加量を減少させた省合金型高強度懸架ばね用鋼ACROS1950 (以下、開発鋼B) について、その設計思想と特性を紹介する。

2 高強度懸架ばね用鋼の要求特性

自動車用懸架ばねは、素材磨棒あるいはばねの形状に加工される際、焼入焼戻しされることによって、ばねに必要な材料特性が付与される。懸架ばね用鋼の高強度化のためには、先に述べたとおり、大気耐久性および耐へたり性に加えて、腐食環境下における腐食耐久性を向上させることが重要である。

大気耐久性向上のためには、鋼材の焼入焼戻し後の硬さを増加させる必要がある。単純な焼戻し温度の低温化では素材の韌延性が低下するため、素材および合金元素の選定による

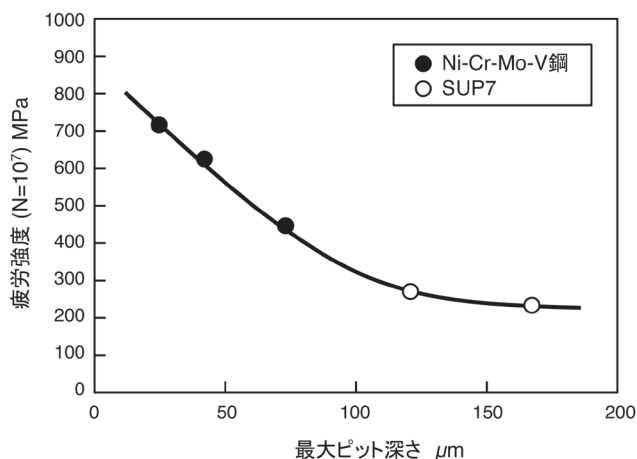


図1 ばね用鋼の腐食ピット深さと疲労強度の関係

高硬さ化が図られる場合が多い。規格鋼で高強度化を図る場合は、硬さ向上のためSUP6からSUP7へ（Si増量）、焼入性向上のためSUP7からSAE9254へ（Cr増量）といった素材の変更が有効である。また、Vが添加されたSUP10による結晶粒微細化強化や、析出強化といった組織制御も有効である⁵⁾。

耐へたり性には、Siの増量添加が特に有効であることが知られている。図2にSi量と残留せん断ひずみの関係を示す⁶⁾。Si量が増加するに伴い、耐へたり性の指標である残留せん断ひずみが小さくなることからわかる。これは、Siによるフェライトの固溶強化に加え、マルテンサイト中に微細析出しているセメントタイトの粗大化抑制効果のためであることが知られている⁷⁾。

一方、腐食耐久性の向上を図るためには、まず腐食疲労挙動を正しく把握することが重要であると考えられる。図3に、中山らによってまとめられたばね用鋼の腐食疲労破壊メカニズムとその改善方法を示す⁸⁾。ばね用鋼は腐食環境において、鋼材表面のキズや応力集中部等から特徴的に腐食ピットが形成され、その腐食ピットが応力集中源となり、腐食疲労き裂が発生する。き裂の進展には、拡散性水素が関与しており、水素が腐食ピット底の引張応力が集中している箇所に集積し、外力が作用することでき裂が進展し、腐食疲労破壊に至る。応力集中

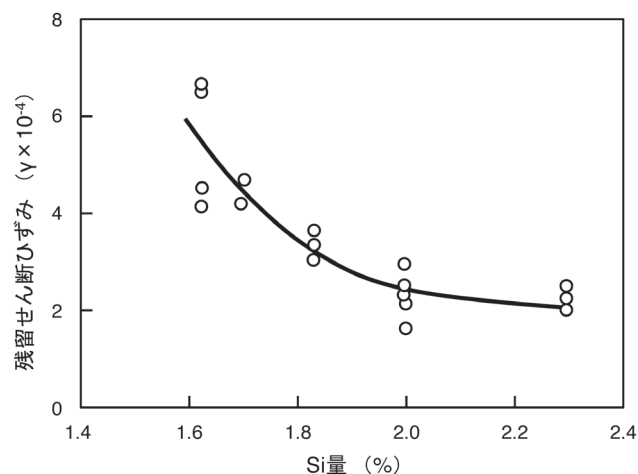


図2 Si量とへたりの関係

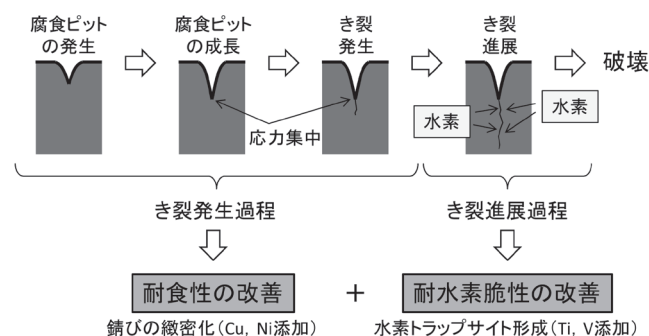


図3 ばね用鋼の腐食疲労破壊メカニズムとその改善方法

部の引張応力が大きいほど水素は集まりやすいため、高強度材ほどこの腐食疲労寿命の低下が大きくなる。すなわち、懸架ばね用鋼の高強度化のためには、この腐食疲労寿命の改善が最も重要であるとされている。

3 高強度懸架ばね用鋼

3.1 高強度懸架ばね用鋼の設計指針

開発鋼Aは、耐食性および耐水素脆性改善の観点から鋼材設計した高強度懸架ばね用鋼である。耐食性を改善するためには、腐食ピットの生成を抑制する必要がある。Cu、Niによる錆の非晶質化効果が有効である。規格鋼では、腐食環境において結晶質の錆が発生するが、この結晶質の錆は生成速度が速く、錆の成長に対して鉄の供給が不足するため、錆中に多くの空孔が発生する。その結果、酸素および水分の地鉄への浸入が容易となり、一旦錆が発生すると集中的に深いピットを形成することとなる。一方、Cu、Niを積極添加すると、錆は非晶質化させることでその構造が緻密になる。緻密な錆は酸素および水分の地鉄との接触を緩和することができ、結果としてピットの成長速度を遅くすることができると考えられている⁸⁾。

一方、耐水素脆性改善のためには、拡散性水素の応力集中源への移動を抑制することが有効である⁹⁾。Ti、Vの炭窒化物は水素トラップサイトとして作用し、拡散性水素の鋼中での移動を抑制することができる。土田らは、TiおよびVの炭窒化物が析出することで水素の吸蔵量が増大することを報告している¹⁰⁾。すなわち、ピットから侵入する水素はピット底の引張応力場を集積するだけでなく、Ti、V炭窒化物にもトラップされるため、ピット底からき裂が進展するために必要な水素量が蓄積するまでの時間を延長することができる。

図4に、開発鋼Aの成分設計の考え方および化学組成を示す。開発鋼Aは、SUP7と比較して、Crを増量、Cu、Ni、V、Tiを積極添加している。一方、SUP7と同等の製造性、高強度化に伴う靱性確保の観点から、C、Mn量が適宜調整されている。

3.2 開発鋼Aの力学特性

図5に、開発鋼AおよびSUP7の引張強度と絞りの関係を示す¹¹⁾。両鋼種共に引張強度の増加に伴い絞りが低下する様子が見られるが、開発鋼AはSUP7と比較して、同じ引張強度でも絞りが高くなる傾向が示された。図6に、開発鋼AおよびSUP7のオーステナイト化温度と結晶粒径の関係を示す¹²⁾。開発鋼AはSUP7と比較して、同じオーステナイト化温度でも結晶粒が微細になっている。図7に、開発鋼AおよびSUP7の各種力学特性の焼戻し温度による変化を示す¹²⁾。開発鋼Aに対してSUP7はC量が高いため、焼戻し温度に対する引張強度の変化が大きい。SUP7は引張強度が高い分開発

鋼Aよりも焼戻し温度を高く設定することができるが、図5で示したとおり、引張強度と絞りの関係は開発鋼Aの方が高いため、SUP7で開発鋼Aと同等の力学特性を得ることはできない。また、シャルピー衝撃値において、SUP7は焼戻し温度の低下に伴い著しく低下しているのに対して、開発鋼Aはその値が焼戻し温度にほとんど影響を受けず変化していないことがわかる。これら力学特性の焼戻し温度による変化には素材の靱性向上効果が関与しており、特に結晶粒微細化の効果が大きい。図8に、実ばねによる大気耐久試験結果およびへたり試験結果を示す¹²⁾。大気耐久試験において開発鋼AはSUP7よりも試験応力が高いにも関わらず、破断までの寿命が長くなった。また、へたり試験においても開発鋼AはSUP7よりもせん断応力が高いにも関わらず、293Kおよび353Kの両条件において、同等以上の耐へたりに性が示された。図9に、開発鋼AおよびSUP7の陰極チャージ4点曲げ試験法による耐水素脆化評価結果を示す¹²⁾。この陰極チャージ4点曲げ試

験法は水素脆化の指標として用いられ、破断時間が長いほど、良好な耐水素脆化特性を有する。SUP7は、通常用いられる設計応力 $\tau_{max}=1100\text{MPa}$ に相当する硬さ50HRCにおいて、十分な水素脆化特性を示す。しかし、 $\tau_{max}=1200\text{MPa}$ に相当する硬さ53.5HRCにおいては、SUP7がその破断に至るまでの時間が著しく減少していることがわかる。一方、開発鋼Aは、 $\tau_{max}=1100\text{MPa}$ から1200MPaまで設計応力が高くなっても破断時間は全く変化しておらず、高強度領域においても優れた耐水素脆化特性が発揮されることがわかる。図10に、開発鋼AおよびSUP7の実ばねにおける腐食耐久試験結果を示す¹²⁾。SUP7を $\tau_{max}=1200\text{MPa}$ で評価すると、約25000回で

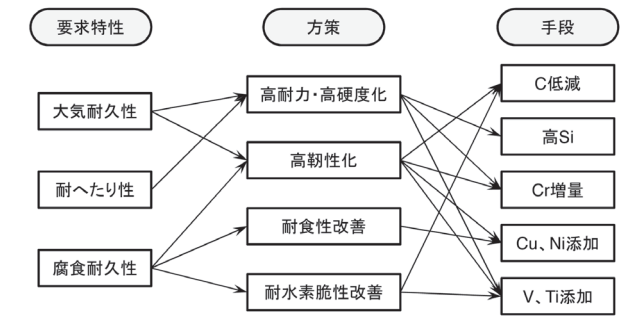


図4 高強度懸架ばね用鋼（開発鋼A）の成分設計の考え方および化学組成

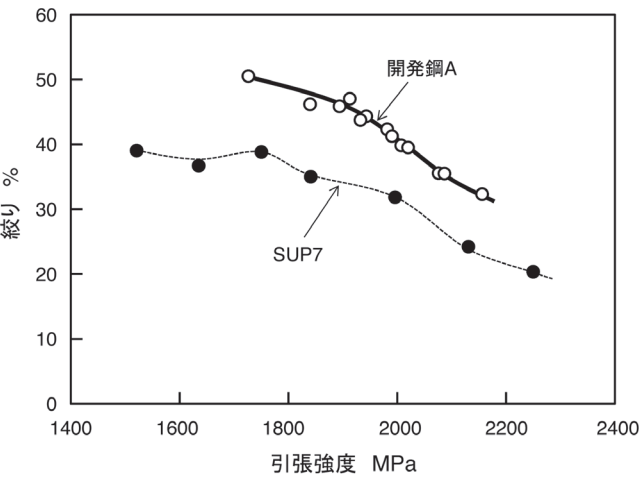


図5 引張強度と絞りの関係

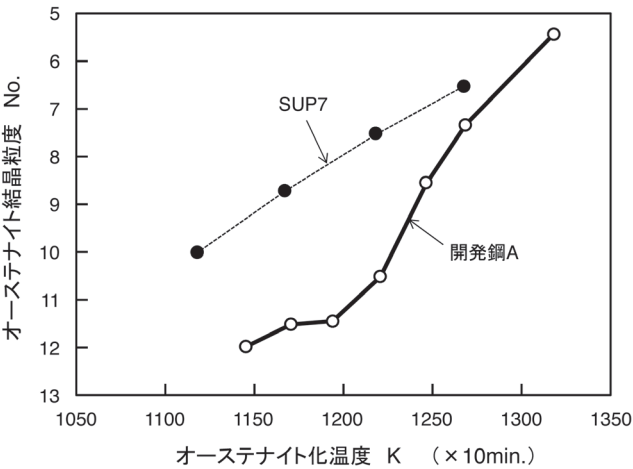


図6 オーステナイト化温度と結晶粒度の関係

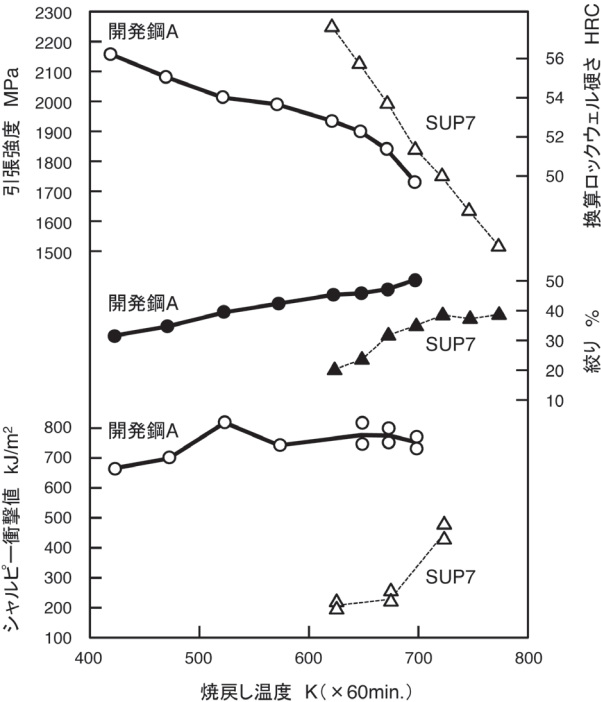


図7 各種力学特性の焼戻し温度による変化

①大気耐久試験

鋼種	硬さ HRC	試験応力 ($\tau_m \pm \tau_a$) MPa	破断寿命 $\times 10^4$ 回			
			20	30	50	70
開発鋼A	53.7	750 $\pm$ 450			●	●●
SUP7	50.0	700 $\pm$ 400	△	△	△	△

②へたり試験

鋼種	硬さ HRC	せん断応力 (τ_{max}) MPa	残留せん断ひずみ $\times 10^{-4}$						
			1	2	3	4	5	6	7
開発鋼A	53.7	1200	○			●●			
SUP7	50.0	1100		△△		▲▲			

293K $\times$ 96hr 353K $\times$ 96hr

図8 実ばねによる大気耐久試験およびへたり試験結果

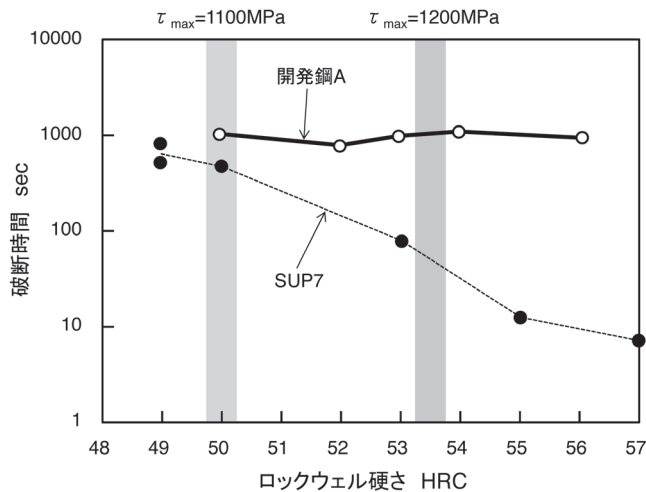


図9 陰極チャージ4点曲げ試験結果

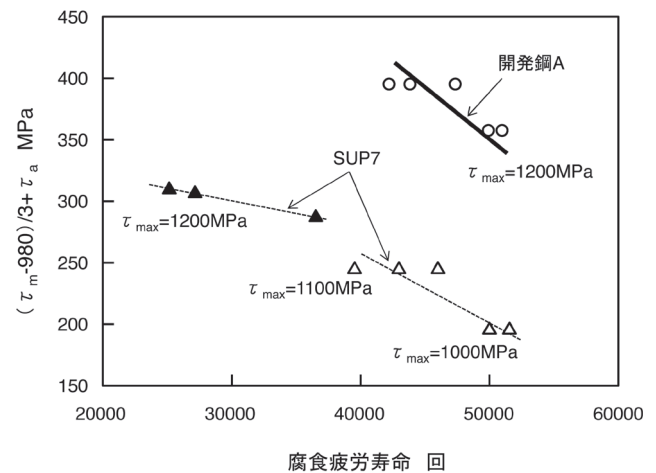


図10 実ばねにおける腐食疲労試験結果

破断に至っているのに対して、開発鋼Aはその倍に相当する約50000回となった。結果、開発鋼Aは、 $\tau_{max} = 1200$ MPaにおいて、大気耐久性、耐へたり性、腐食耐久性のいずれも満足しており、高強度懸架ばね用鋼として使用できることが示された。

4 省合金型高強度懸架ばね用鋼

開発鋼Aは、スケール非晶質化の考え方の導入、および水素陰極チャージ4点曲げ試験法による懸架ばね用鋼の腐食疲労メカニズムから、腐食耐久性に優れた成分コンセプトが抽出され、1200 MPa級への高強度化が達成された。一方、2005年頃から希少合金元素の価格が大幅に高騰し始めたことから、高強度化に加え、希少合金元素低減が要求されるようになってきた。そのような状況下において、開発鋼Aよりも希

少金属元素添加量を低減でき、かつ $\tau_{max} = 1200$ MPaで使用可能な開発鋼Bが開発された。

4.1 省合金型高強度懸架ばね用鋼の設計指針

開発鋼Aの耐食性向上の考え方は、鍍を非晶質化させることでClの地鉄への浸入を抑制し、腐食ピットの生成を抑制することである。稲田らは、開発鋼Aの生成鍍組成をX線回折で分析し、SUP7と比較してアモルファス鍍の量が1.3倍多いことを報告している¹²⁾。下津佐らも、鋼中におけるCrおよびNiは腐食生成鍍中のアモルファス鍍の割合を増加させ、これが環境からの腐食促進元素の鋼中への侵入を抑制している可能性があることを報告している¹³⁾。鍍生成後のサンプル縦断面観察においても、開発鋼Aでは、Clが内鍍の外層部に存在し、地鉄に到達していなかったことから、合金元素によって増加したアモルファス鍍が地鉄へのClの侵入を抑制した結

果、耐食性が向上しているといえる¹²⁾。

一方、中山らの鍍のアモルファス化に関する検討の中で、Crには生成鍍の緻密化を促進する効果があるが、これは塩化物の無い環境に対してのものであり、塩化物環境においては、むしろ腐食性を低下させることが明らかとなった¹⁴⁾。CrはFeに比べて加水分解時の平衡pHが低下しやすく、電気的中性を保つため、HClが形成されやすくなる。その結果、Cr添加合金は塩化物環境において、ピット底にHClが濃化し、却って腐食ピットの進行が促進され、より深い(アスペクト比の大きい)ピットが形成されることが明らかとなった¹⁴⁾。すなわち、塩化物環境における耐食性向上にはCrが少ない方が有効であると考えられる。

次に、開発鋼Aの耐水素脆化特性向上の考え方は、Ti系析出物による水素トラップサイトを導入し、鋼中水素の拡散を抑制することである。稲田らは、API-MS法によって拡散性水素量を測定し、Ti系析出物が水素を非拡散性とする作用を有することを明らかにしている¹²⁾。これらのTi系析出物は、 μm オーダーサイズのTiN系析出物とサブ μm オーダーサイズのTiC系析出物で構成されている。また、開発鋼AではVも積極添加されており、TiおよびV系析出物による水素トラップ効果に加えて、結晶粒微細化による韌性向上が耐水素脆化特性向上に有効に働いているといえる。

吉原も、TiおよびVの耐水素脆性改善効果について調べ、破壊韌性および水素脆性共に、TiもしくはV単独添加よりもTi、V複合添加が最も優れることを報告している¹⁵⁾。Ti、Vの複合添加によって水素のトラップサイトとなる析出物の個数が多くなっていることがより高い耐水素脆化特性につながっている。また、ばね疲労破面を詳細観察した結果、腐食ピット底からのき裂の発生と進展は粒内が大半を占めている

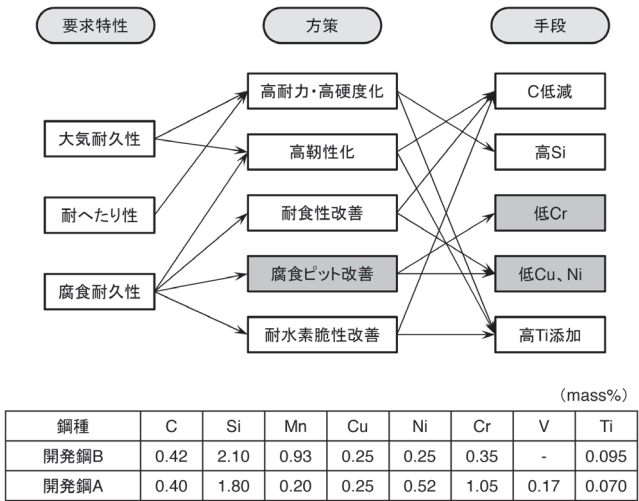


図11 省合金型高強度懸架ばね用鋼 (開発鋼B) の成分設計の考え方および化学組成

ことから、結晶粒微細化による粒界面積の増加と韌性向上効果も有効であることが明らかにされた¹⁵⁾。一方、この微細化に対してTiおよびV系析出物による効果を検証し、TiはVの添加量比で1.8倍の結晶粒微細化効果があることを明らかにしている¹⁵⁾。また、中山らもVおよびTi-V複合添加鋼の耐水素脆化特性を比較した結果、Ti系析出物は、拡散性水素と水素脆化感受性に特に顕著な効果を発揮することを報告している²⁾。すなわち、高い耐水素脆化特性を得るため同じ量を添加する際には、TiとV複合添加よりもTiの増量添加の方が有効であると考えられる。図11に、これらの考えに基づいた開発鋼Bの成分設計の考え方と化学組成を示す。開発鋼Bの大気耐久性および耐へたり性向上の考え方は、開発鋼Aと同様である。ただし、Crは腐食耐久性向上のため減らす必要があることから、開発鋼Bは開発鋼Aに対して同等の焼入性を確保するため、Crの代わりにSiが高めに設定されている。また、韌性向上のための結晶粒微細化は、開発鋼AがTiおよびVの積極添加であったのに対して、開発鋼BはTi単独添加である。しかしながら、Tiの単純な増量添加では、鋼材製造工程において粗大なTiNが析出し、TiNが破壊の起点となることで大気耐久性が劣化する可能性がある。そのため、TiNが低アスペクト比となるような製造方法が採用されている。このTiNは大気耐久に対して無害であり、更に結晶粒微細化にも寄与するよう制御されている¹⁶⁾。

腐食耐久性に関して、開発鋼BはCrの挙動に着目し、Crによる鍍のアモルファス化による腐食ピット生成抑制の考え方から、腐食ピットのアスペクト比制御による腐食疲労寿命向上の考え方が新たに導入されている。図12に、開発鋼Aおよび開発鋼Bの腐食ピット抑制に対する考え方を示す。Ni、Crがほとんど添加されていないSUP7は、一度腐食ピットが形成されると、その部分が集中的に腐食し、深く鋭い腐食ピットが早期に形成されることになる。一方、開発鋼Aは腐食ピットの形成が耐食性向上元素の効果によって抑制されるものの、一度腐食ピットが形成されると、腐食ピット底のpHが低くなるため、より深く鋭い腐食ピットが形成され

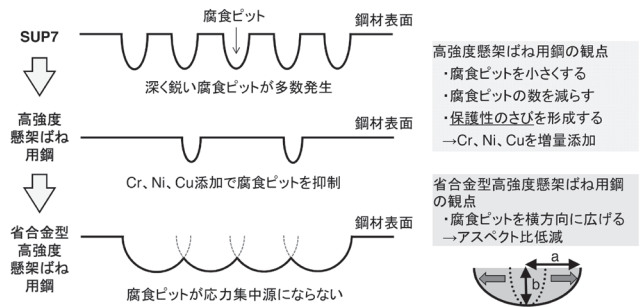


図12 高強度懸架ばね用鋼および省合金型高強度懸架ばね用鋼の腐食ピット抑制に対する考え方

る可能性がある。開発鋼Bは、開発鋼Aほど耐食性向上元素が添加されていないため、腐食ピットは比較的早期に形成し始める。ただし、腐食ピット底のpHが下がりにくいこと、ある程度の耐食性向上元素が腐食ピットの進行を抑制することから、浅い腐食ピットが数多く形成される。そのため、それぞれの腐食ピットが結合することで応力集中源とならず、腐食疲労寿命の向上効果が示されている。開発鋼Bでは、腐食ピットのアスペクト比を小さくするのに最適なNi、Cu、Crが添加されている。また、耐水素脆化特性については、Tiを増量添加し、線材圧延工程においてTiC系析出物として微細分散させ、水素トラップサイトとして作用させることで開発鋼AのV-Ti複合添加と同等の性能が付与されている¹⁶⁾。結果、開発鋼Bは、開発鋼Aに対して低Ni、低Cr、V無添加となり、希少合金元素の低減を達成している。

4.2 開発鋼Bの力学特性

図13に、開発鋼Aおよび開発鋼Bの陰極チャージ破断寿命

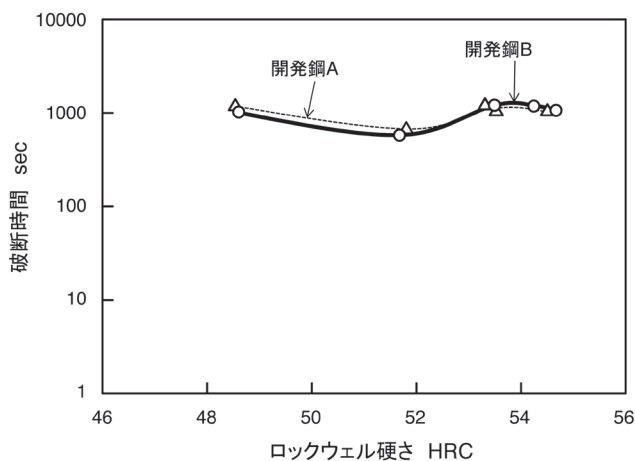


図13 陰極チャージ破断寿命と硬さの関係

と硬さの関係を示す¹⁷⁾。開発鋼Aおよび開発鋼Bの引張強度と絞り、同じ設計応力で使用するために同等である。開発鋼Aおよび開発鋼Bは同様に、 $\tau_{max} = 1200\text{MPa}$ の領域においても破断に要する時間が600秒以上となっており、良好な耐水素脆化特性を有することがわかる。また、この結果は、開発鋼AのV-Ti複合添加と開発鋼BのTi単独添加が同等の耐水素脆化特性を有することも示している。図14に、開発鋼Aおよび開発鋼Bの腐食ピット深さの比較、図15に腐食ピットのアスペクト比の比較を示す¹⁷⁾。耐食性に関して、開発鋼Bは開発鋼Aと異なった挙動を示し、開発鋼Bの方が開発鋼Aよりも腐食ピットが深くなりやすいが、アスペクト比が小さくなる傾向が示され、腐食サイクル数の増加に伴いその差が大きくなっていった。すなわち、開発鋼Bは開発鋼Aよりも腐食しやすいものの、その腐食ピットの形状を制御しているため、良好な腐食耐久性を有しているといえる。図16に、開発鋼Aおよび開発鋼Bの実ばねにおける腐食疲労試験結果を示す¹⁷⁾。開発鋼Aと開発鋼Bは、破断に至る腐食疲労サイクル

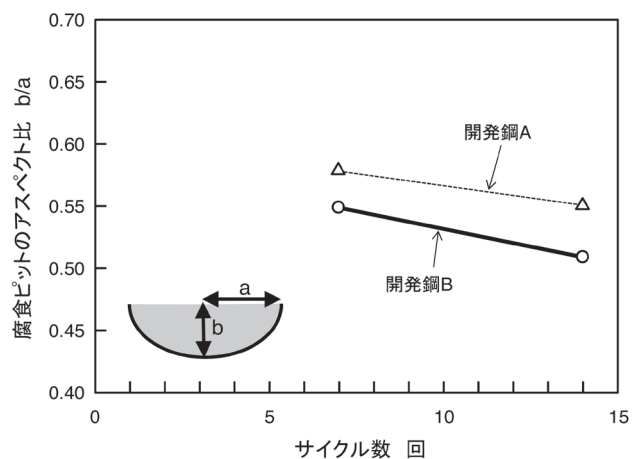


図15 腐食サイクル数と腐食ピットアスペクト比の関係

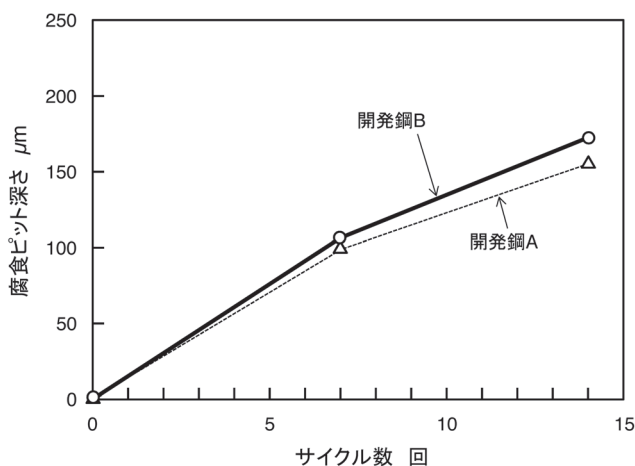


図14 腐食サイクル数と腐食ピット深さの関係

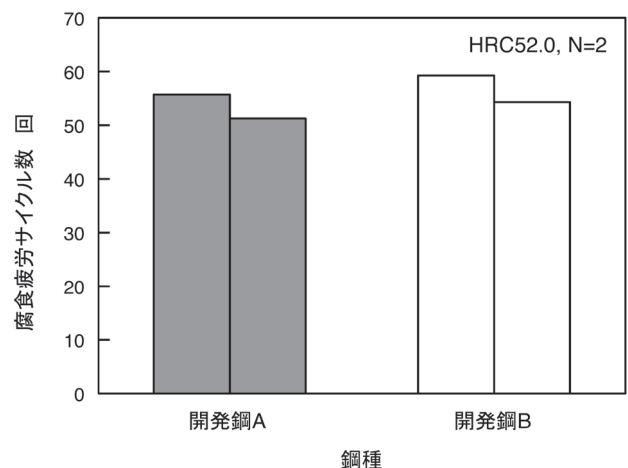


図16 実ばねにおけるばね腐食疲労試験結果

数がほぼ同等である。これらの結果より、開発鋼Bは開発鋼Aに対して低Ni、低Cr、V無添加であるにも関わらず、設計応力 $\tau_{\max}=1200\text{MPa}$ において同等のばね性能を発揮できることが示された。

5 おわりに

懸架ばね用鋼の分野においては、ユーザーからの高強度化の要求に対して、主に合金元素の積極添加によって高強度化およびその他各種特性の改善が図られてきた。しかしながら、合金元素の増量添加による手法のみでは鋼材コストの増加につながるだけでなく、近年の素材調達性への対応も困難となる。省合金型高強度懸架ばね用鋼は、これら課題に対応するために開発された鋼種である。ブレイクスルーのポイントは疲労破壊メカニズムに立ち返ったこと、および、新たな解析手法等を用いながら、その課題に取り組んだことであったと思われる。

近年は現地調達化の流れや加工技術の発達から、再び規格鋼への回帰が進みつつある。そのような状況において新鋼種が開発される意義としては、更なる高強度レベルの鋼材開発、更なる省合金、工程省略、新機能付与等、規格鋼では到達し得ない取組みが必要であると思われる。また、ユーザーの開発鋼への期待をよく勘案し、製造工程との組み合わせなどの視点も取り入れ、新規鋼材開発に取り組めば、日本の国際競争力強化にも貢献できるはずである。

参考文献

- 1) 内堀勝之：三菱製鋼技報, 33 (1999) 41, 29.
- 2) 中山武典, 岩田多加志, 長尾護, 下津佐正貴, 茨木信彦, 稲田淳：R&D神戸製鋼技報, 47 (1997) 2, 50.
- 3) 杉本淳：特殊鋼, 48 (1999) 3, 12.
- 4) 紅林豊, 米口明雄：電気製鋼, 71 (2000) 1, 95.
- 5) ばね技術研究会編：ばね用材料とその特性, 日刊工業新聞社, (2000)
- 6) 新倉芳治, 小川登, 高橋栄治：ばね論文集, 24 (1979), 2.
- 7) 隠岐保博, 茨木信彦, 鹿嶋正人, 榎井浩一：R&D神戸製鋼技報, 49 (1999) 2, 8.
- 8) 中山武典, 稲田淳, 下津佐正貴, 茨木信彦, 河田和久：まてりあ, 41 (2002) 3, 230.
- 9) 松山晋作：遅れ破壊, 日刊工業新聞社, (1989)
- 10) 土田武広, 原徹, 津崎兼彰：CAMP-ISIJ, 15 (2002), 586.
- 11) 稲田淳, 茨木信彦, 杉山充弘：ばね技術研究会2000年度春季講演会講演論文集, (2000), 9.
- 12) 稲田淳, 下津佐正貴, 茨木信彦, 辻博人, 杉山充弘：ばね論文集, 46 (2001), 33.
- 13) 下津佐正貴, 茨木信彦, 中山武典, 宮内重明：ばね技術研究会1996年度春季講演会講演論文集, (1996), 33.
- 14) 中山武典, 湯瀬文雄, 川野晴称, 大江憲一, 安部研吾, 堺雅彦：R&D神戸製鋼技報, 51 (2001), 1, 29.
- 15) 吉原直, 茨木信彦, 杉山充弘, 丹下彰：ばね論文集, 51 (2006), 1.
- 16) 吉原直：特許第4694537.
- 17) 丸尾知忠, 吉原直：R&D神戸製鋼技報, 61 (2011) 1, 43.

(2015年10月26日受付)