

高強度棒線による自動車部品の軽量化

Weight Reduction of Automotive Parts by Use of High-Strength Steel Bars and Rods

蟹澤 秀雄^{*⁽¹⁾}
Hideo KANISAWA

越智 達朗^{*⁽²⁾}
Tatsuro OCHI

抄 録

地球環境問題、特に地球温暖化の主要因の一つであるCO₂排出量を削減するため、自動車の燃費改善、軽量化ニーズはますます高まり、この問題への対応と解決が緊急の課題となっている。自動車の軽量化を考える場合、いわゆる新素材やアルミニウム等の材料が脚光を浴びているが、成分系と熱処理、加工技術の組み合わせで多様な特性を付与できる点と安価に安定して供給できる点で鉄鋼材料の責任は益々高くなってきた。自動車の機能部品を支える特殊鋼棒線について新日本製鐵の高強度化への取り組みを述べた。

Abstract

Needs for the fuel economy improvement and weight reduction of automobiles are ever increasing to cope with global environmental problems and especially reduce CO₂ emissions that are a main factor for global warming. It is urgent to address and solve these problems. As far as the weight reduction of automobiles is concerned, aluminum and other new materials are highlighted. The responsibility of ferrous materials is higher than ever in that they can provide a variety of properties by combination of chemistry, heat treatment and fabrication technology, and can be stably supplied at low cost. The efforts made by Nippon Steel to increase the strength of special steel bars and rods that support functional automotive parts are described.

1. 緒 言

地球環境問題を契機に、自動車の軽量化、燃費の改善が大きな課題となっており、それに対応するための部品の高強度化、軽量化を可能ならしめる自動車用特殊鋼棒線、線材の開発が望まれている。

本報は、自動車のパワートレイン用の高強度歯車用鋼、高強度シャフト、CVJ(等速ジョイント)用鋼、エンジン、足廻り部品用の高強度非調質鋼、高強度のボルト用鋼、軸受け鋼等、自動車部品の高強度化に対応する新日本製鐵の特殊鋼棒線材商品について述べる。

2. 高強度歯車用鋼

歯車は自動車、産業機械などに使用される主要な機械部品の一つであり、疲労強度や耐摩耗性が要求されるため、通常、浸炭肌焼鋼が用いられる。材料としてはJIS機械構造用低合金鋼SCr420、SCM420等が用いられる。近年、特に自動車の低燃費化、軽量化指向にともない、歯車の高強度化が強く望まれるようになってきている。浸炭歯車における疲労強度は、歯元強度(曲げ疲労強度)と歯面強度(ピッチング強度)に大別される。

2.1 浸炭部材の高疲労強度化とピッチング疲労強度化の考え方
 現行のJIS SCM420に浸炭処理を行い、小野式回転曲げ疲労試験で破断した破面を観察した結果を写真1に示す。疲労亀裂は浸炭熱

処理中に生成される粒界酸化層を起点とし、粒界破壊で伝播し破壊に至っている。図1は同じく浸炭熱処理した疲労試験片において所定の時間で疲労試験を中断し、酸化法により疲労亀裂の進展状況を観察した結果¹⁾である。疲労亀裂は全体の疲労寿命に対してかなり早期に発生していること、また、発生寿命(疲労亀裂発生までの繰り返し回数)は負荷応力が高いほど短いことが分かる。これらの結果から浸炭部材の疲労強度を向上させるためには、疲労亀裂の発生抑制の観点から起点となる粒界酸化層の発生を抑制すること、ま

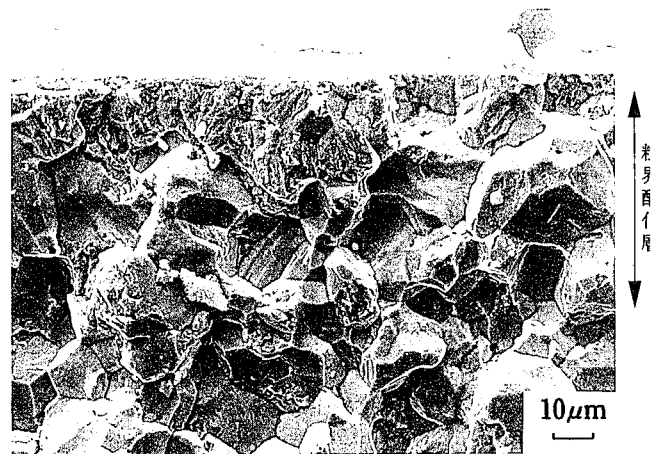


写真1 小野式回転曲げ疲労試験片の疲労破面

*⁽¹⁾ 技術開発本部 室蘭技術研究部 主幹研究員 工学博士
 北海道室蘭市仲町12 ☎050-8550 ☎(0143)47-2662

*⁽²⁾ 技術開発本部 室蘭技術研究部 主任研究員 工学博士

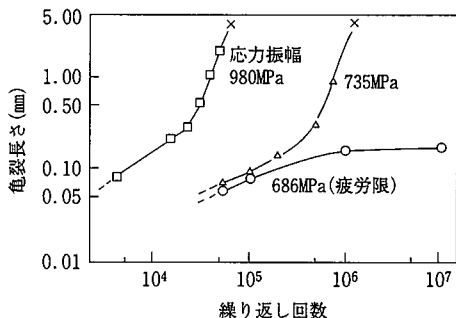


図1 曲げ疲労過程における疲労亀裂の発生、伝播挙動¹⁾

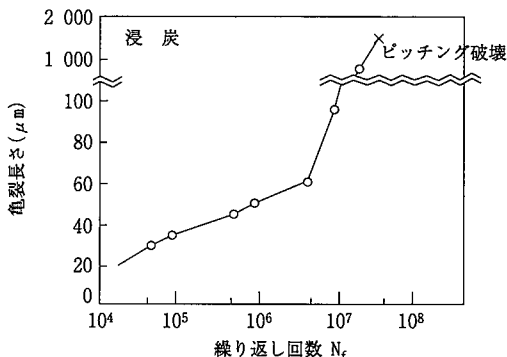


図2 ピッチング疲労過程における疲労亀裂の発生、伝播挙動³⁾
(SCM420, 面圧=2 942MPa)

た、残留応力の付与や表層硬度の増加により実効的な負荷応力を減少させることが有効であることが分かる。

図1において、疲労限界である応力振幅686MPaの結果をみると、全寿命の99%を疲労亀裂の伝播、停留状態が占めており、疲労強度には疲労亀裂の停留特性も大きく影響していることが分かる。破壊力学の観点より、疲労亀裂の停留条件は次式で表される²⁾。

$$\Delta K_{eff} \leq \Delta K_{eff-th} (=const)$$

$$\text{なお } \Delta K_{eff} = \sigma_a (\pi a)^{1/2} + K_{res} + K_{clos}$$

σ_a : 疲労応力振幅, a : 亀裂長さ,

K_{res} : 残留応力のK値換算,

K_{clos} : 亀裂先端の閉口現象をK値で示したもの

すなわち、0.8% C鋼(浸炭層のC量)の下限界応力拡大係数 ΔK_{eff-th} はほぼ一定のため、疲労強度向上には亀裂先端での有効応力拡大係数 ΔK_{eff} を ΔK_{eff-th} 以下に低減することが必要である。このためには初期の亀裂長さである粒界酸化層の低減、及び亀裂閉口現象を促進する圧縮の残留応力の付与によって亀裂先端に作用する実効的な引張応力を低減することが有効であることが導き出される。

次にピッチング疲労挙動について述べる。現行のJIS SCM420に浸炭処理を行い、二円筒型ローラーピッチング試験により所定の時間で疲労試験を中断し、試験片横断面の疲労亀裂の進展状況を観察した結果³⁾を図2に示す。疲労亀裂は表面の粒界酸化層を起点とし、全体の疲労寿命に対して1/1 000以下のかなり早期に発生していることが分かった。また、伝播速度は初期の伝播過程では小さいが、ピッチング破壊寿命に近い後半になると急激に大きくなっている。これらの結果から、ピッチング強度を向上させるためには疲労亀裂の発生抑制の観点から起点となる粒界酸化層の発生を抑制すること、また表面の硬度を高めることが有効であるといえる。

2.2 高強度歯車用鋼

上記の基礎検討をもとに開発された高強度歯車用鋼の成分例を表1⁴⁾に示す。粒界酸化層生成を助長する元素であるSiを低減し、焼入れ性をMoとVで補償し、Vにより細粒化効果も持たせている。また、歯車の疲労特性の異方性に対しては、Ca添加により中心をカルシウムアルミネートにし、その周りを(Ca,Mn)SとしてMnSの形態制御を行い、通常生じる伸長したMnSによる異方性の抑制を図ると共に、硬質の Al_2O_3 の生成を抑えている。

この開発鋼と現行のJIS SCM420に930℃、5時間の浸炭処理を施し、そのままの試験片と更にショットピーニング処理を施した試験片を用いて、歯曲げ疲労試験とローラーピッチング試験を行った。図3及び図4に示すように、浸炭のまま及びショットピーニング処理材ともに、開発鋼は現用鋼に比べ歯曲げ疲労強度とピッチング強度ともに高い値を得ることができる⁴⁾。

以上のように、浸炭部材の歯曲げ疲労強度とピッチング強度を共に向上させるためには、鋼材と歯車製造の両面から条件を整えることが重要である。すなわち鋼材としては、浸炭熱処理時の粒界酸化を最小限に抑え、かつ不可避のわずかな粒界酸化が生じて表面硬度の低下を最小限に抑えるよう合金設計をすること、また、特にピッチング強度に対しては表面の硬度を高めることなどが有効である。また歯車製造側としては、表面に適切な圧縮残留応力を付与することや歯面のなじみ性を高めることが極めて有効であるといえる。

表1 高強度歯車用鋼の化学成分例(wt%)⁴⁾

C	Si	Mn	S	Cr	Mo	V	Ca	O
0.20	低減	0.60	0.015	0.50	0.75	0.10	添加	低減

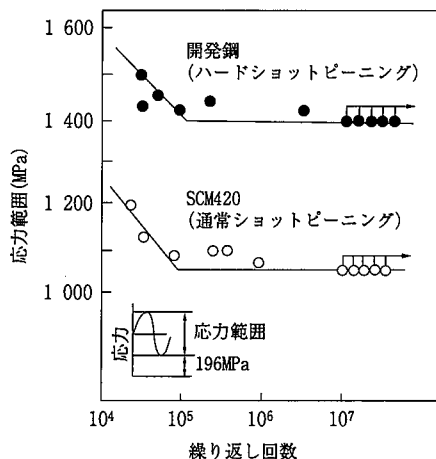


図3 高強度歯車用鋼の歯曲げ疲労特性⁴⁾

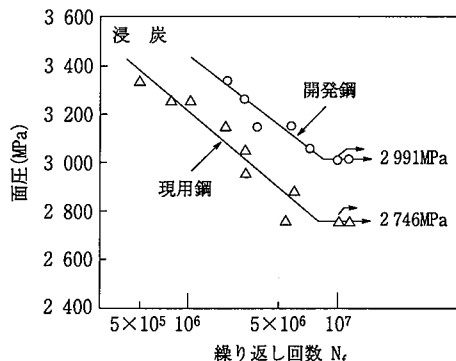


図4 高強度歯車用鋼のピッチング強度特性⁴⁾

3. 高強度シャフト用鋼

各種シャフトは形状が単純で誘導加熱を用いる高周波焼入れに適しているため、その大半が高周波焼入れにより表面硬化処理されている。材料としてはJIS機械構造用炭素鋼S43C等、合金鋼SMn443等の中炭素鋼が用いられる。シャフトはトルク伝達を主機能とするため、その主たる所要特性は振り強度(静的振り強度、振り疲労強度)であるが、これらシャフト部品についてもやはり高強度化の指向が強い。

3.1 高周波焼入れ部材の捻り強度支配因子

高周波焼入れ材の硬さの因子としては、硬化層硬さ、硬化層深さ、芯部硬さがある。静的振り強度に対しては、これらの硬さ因子のいずれもが影響する。高周波焼入れ材は通常、図5の左側に示したように、長手方向に直角な面で破壊し(モードIII)、ほぼ全断面で延性破面が認められる。モードIII破壊の場合の静的振り強度は、下記の“半径の2乗の重み付き平均硬さ”として定義される相当硬さ H_{eq} により整理できることが明らかにされている⁵⁾。

$$H_{eq} = \frac{3}{a^3} \int_0^a H(r) r^2 dr$$

$H(r)$: 硬さ, a : 半径, r : 中心からの距離

図6に、種々の硬さ分布を有する鋼材について相当硬さと静的振り強度の関係を示す。モードIIIで破壊する場合には相当硬さと静的振り強度とは良い相関を示す。ただし、相当硬さを700以上に増加させるとモードI破壊(軸方向と45度をなす面での破壊)が起こるよ

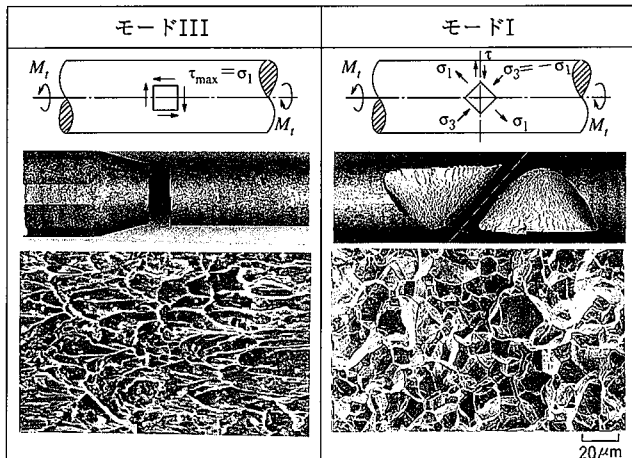


図5 静的振り破壊破面⁵⁾

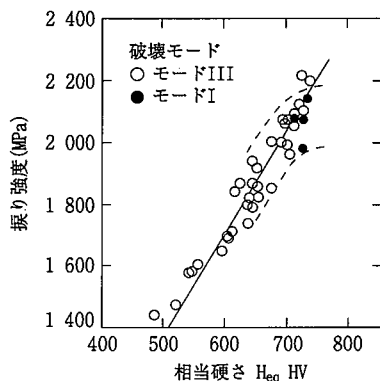


図6 相当硬さ H_{eq} と振り強度の関係⁵⁾

うになり、静的振り強度はかえって低下する傾向を示す。

3.2 高周波焼入れ部材の高強度化の考え方

モードI破壊材の代表的な破面を図5の右側に示す。起点は表面であり、起点部では粒界割れを呈している。また、硬化層のき裂伝播部は、典型的な低温焼戻しマルテンサイト組織の脆性破面を呈している。このように、モードI破壊は脆性破壊であるので、モードI破壊材の振り強度は脆性破壊の発生強度で決まる、つまり起点が粒界割れであり、粒界強度で決まる。

図7は、モードI破壊強度に及ぼす低P化、B添加の効果を調べた結果である⁶⁾。モードI破壊材の破面はいずれも粒界割れ起点の脆性破面である。モードI破壊強度は硬化層の硬さの増加により低下するが、同一硬さで比較するとB添加によりモードI破壊強度は向上する。この効果はPを0.013%から0.002%へ低減する効果と同等以上である。図8にオージェ電子スペクトル解析(AES)による粒界性状の解析結果を示す。Bは粒界偏析を起こし、これにともないPの粒界偏析量はB無添加鋼に比べて低減する。このことから、B添加によるモードI破壊強度の向上は、Bの粒界浄化作用により粒界強度が増加するためであることが分かる。なお、高強度化に対してB添加が低P化以上に有効なのは、Bそれ自体にも粒界結合を強める効果があるためである。

次に、振り疲労破壊特性もやはり硬さ分布の影響を顕著に受ける。振り疲労破壊の起点は、硬化層深さの深い材料及び高応力の条件では表面起点になり、一方、硬化層深さの浅い材料及び低応力の条件では内部起点となる。表面起点となる条件では、振り疲労寿命

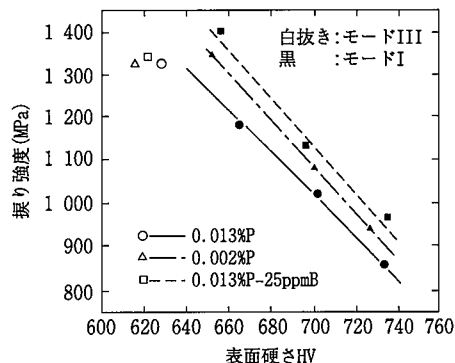


図7 振り強度に及ぼす低P化、B添加の効果⁶⁾

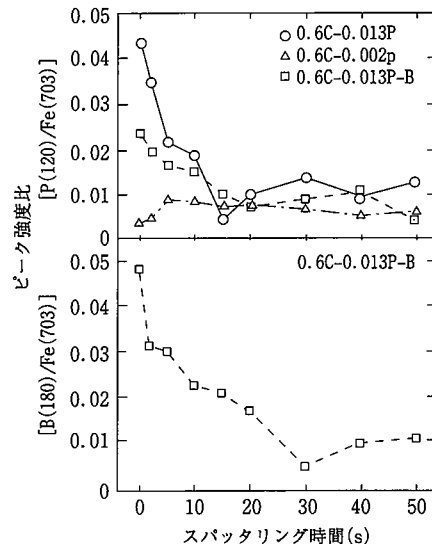


図8 P、Bの粒界偏析挙動⁶⁾

は主として上記の相当硬さと粒界強度に支配される⁷⁾。

以上のように、粒界強化及び硬さ因子を適切に増加させることによりシャフト材の高強度化が可能である。

4. 高強度非調質鋼

自動車のエンジン・足廻り部品の主たる所用特性は強度、韌性であり、材料としてはJIS機械構造用合金鋼SCM440等のいわゆる強韌鋼が用いられる。これらの機械部品の大多数は熱間鍛造工程で製造されているが、必要な強度、韌性を部品に付与するために、熱間鍛造後、焼入れ焼戻し処理(調質処理)を必要としている。そのため、コスト削減、省エネルギーの視点から焼入れ焼戻し処理省略の指向が強い。これに対して近年、焼入れ焼戻し処理省略を可能にした鋼材、いわゆる熱間鍛造非調質鋼が各種開発されている。非調質鋼の適用は、熱処理省略によるコスト低減のみならず、焼き割れ、焼入れ歪みの解消等の品質上のメリットも大きい。

4.1 熱間鍛造部品の高韌性化の考え方

熱間鍛造のまま焼入れ焼戻し材相当の強度を付与するのは比較的容易であり、熱間鍛造非調質鋼では、通常V添加による析出硬化が活用されている。一方、熱間鍛造のままでは通常、組織が粗大なため韌性の確保が極めて困難である。そのため、熱間鍛造非調質鋼の技術課題は、熱間鍛造のままの組織をいかにして微細化し、韌性を向上させるかにある。

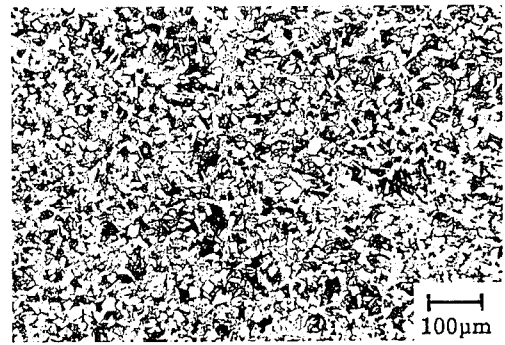
熱間鍛造は通常1 250℃のような高い温度で行われるために、制御圧延のような加工熱処理による細粒化が不可能である。オーステナイト粒径の微細化のためには、通常マイクロアロイ添加による炭窒化物制御が適用されている。熱間鍛造の加熱温度である1 250℃加熱において γ 粒を制御するためには、TiNの活用が最も有効であり、TiN型非調質鋼として既に実用化されている⁹⁾。ただしTiNを活用した場合でも、 γ 粒径は約40 μm と必ずしも細粒化は十分ではなく、韌性は焼入れ焼戻し材に比較して不十分な場合が多い。

これに対して、旧オーステナイト粒径がある程度以上微細化できないとき粒内フェライトを多量に生成させて、正味の組織の微細化を図る細粒化技術が第三世代の新細粒化法として近年注目されている。粒内フェライトとは旧オーステナイトの粒内から核生成、成長するフェライトのことである。粒内フェライトは、厚板の溶接熱影響部(HAZ)において最初にTi-O系酸化物を変態核とする針状粒内フェライトが発見され、韌性改善技術として確立された⁹⁾。その後、オキサイドメタラジとして各分野で多様な展開を遂げているが、熱間鍛造部品の分野でも、新たなMnS-VNを変態核とする粒状粒内フェライトが発見され、熱鍛非調質鋼の高韌性化技術として確立、適用されている¹⁰⁾。

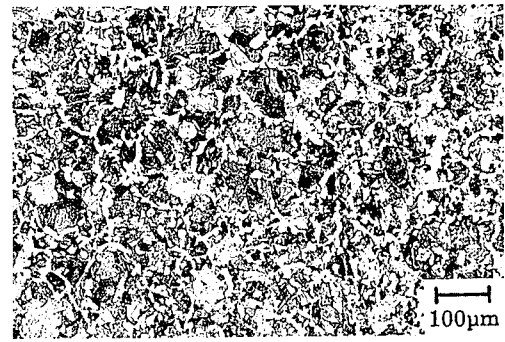
4.2 韌性の優れた高強度熱間鍛造非調質鋼

図9に粒内フェライト型非調質鋼と従来のTiN型非調質鋼の熱間鍛造のままでのマイクロ組織を、また図10に衝撃値を示す。粒内フェライト型は組織が顕著に微細化し、焼入れ焼戻し材以上の優れた韌性が得られている。

図11は、粒内フェライト型非調質鋼を熱間鍛造後、冷却途中の640℃で焼入れした材料の組織である。矢印で示したように粒内フェライトが生成しているが、粒内フェライトの中にフェライト変態核と考えられる析出物が認められる。これは、MnSとVNの複合析出物である。VNと粒内フェライトの(001)面はBaker-Nuttingの関係にあり、格子整合性が高いため、VNが粒内フェライトの交



(a)粒内フェライト型非調質鋼(0.07S-0.13V-0.015N)



(b)TiN型非調質鋼(0.016S-0.1V-0.008N)

図9 粒内フェライト型非調質鋼とTiN型非調質鋼のマイクロ組織¹⁰⁾

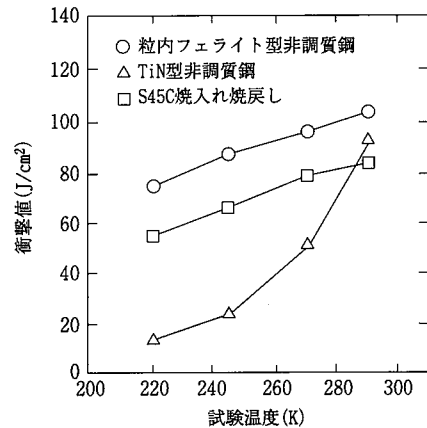


図10 粒内フェライト型非調質鋼と従来鋼の衝撃値の比較¹⁰⁾

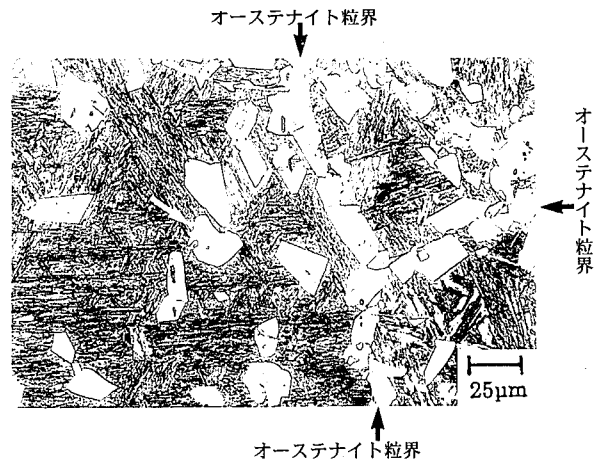


図11 粒内フェライト型非調質鋼の熱間鍛造後の冷却過程での途中焼入れ組織¹⁰⁾ 矢印:典型的な粒内フェライト

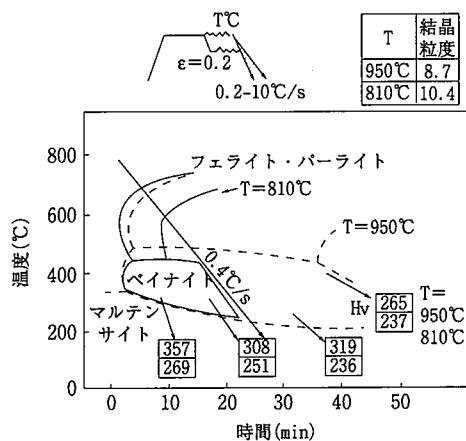


図12 SCM440のCCT曲線に及ぼす加工温度の影響¹²⁾

態核となると考えられている¹¹⁾。つまり、粒内フェライト型非調質鋼の組織微細化のポイントは、このVNの析出核であるMnSを多量分散させることにより、粒内フェライトを多量析出させている点にある。

フェライト・パーライト型非調質鋼以外に、低～中炭素鋼のベイナイトまたはマルテンサイト組織による強靱化を狙った非調質鋼がある⁸⁾。これらの非調質鋼は優れた強度、靱性を有することが特徴である。ただし、降伏比、耐久比が低い点が今後の課題である。

4.3 軟質冷間鍛造用鋼

小型機械部品は冷間鍛造工程で製造される場合が多い。SCM440等の合金鋼では、通常の圧延材組織はベイナイトが混入した組織であり、極めて硬く、圧延のままでは冷間鍛造は言うまでもなく、切断すら困難な場合が多い。そのため加工前に簡易焼鈍が行われている。

図12はベイナイトの生成挙動に及ぼす加工温度の影響を調べた結果である。加工温度の低下によりベイナイトの生成は抑制され、これにともない硬さは低下する。加工温度の低下によりオーステナイト粒は微細化する。つまり、低温加工によりベイナイトの生成が抑制されるのは、オーステナイト粒界がフェライト変態核として作用するため、微細オーステナイト粒ほど拡散変態が促進されることによる。

以上のように、合金鋼の製造に際して、低温圧延更にカバー徐冷のような制御冷却を適用することによりベイナイトの生成を抑制し、従来必須とされていた簡易焼鈍の省略を可能とした軟質冷間鍛造用鋼材が開発されている¹²⁾。

5. 高強度ボルト用鋼

ボルトは一個一個の重量は少ないが、自動車に多量に使用されている。材料としては、700MPa級、800MPa級のボルトはJIS機械構造用炭素鋼S45Cや低炭素のボロン鋼等が用いられ、また1000MPa、1100MPa級のボルトには機械構造用低合金鋼SCM435やSCr440等が用いられている。ボルトもこれまでに述べてきた各種材料と同様にその高強度化は重要な課題である。

ボルトの高強度化を阻害する要因は、良く知られているように遅れ破壊である。遅れ破壊は腐食反応によって生成した水素が鋼中に侵入し、粒界に集積して亀裂を生成させることによって起きる¹³⁾。従って、遅れ破壊特性の向上には、(1)腐食の起きない材料、(2)水素が侵入しても破壊のしない材料を開発する必要がある。

5.1 開発の視点

一般のボルトに使用されているような低合金鋼では、若干の時間的な遅れがあっても必ず腐食は起こる。従って、ボルトの高強度化には粒界破壊強度の増加手法が有効である。粒界破壊強度は、(1)粒界エネルギー、(2)粒界に析出した微細な析出物により支配される。粒界に偏析したP、Mnあるいは粒界に析出した微細な炭化物等が粒界脆化を引き起こすことが知られている¹³⁾。微細な粒界析出物が粒界を脆化させるのは、粒界亀裂端での塑性緩和が微細析出物によって阻害されるためと考えられている。従って、粒界に微細な析出物を生成させないために、ボルトの熱処理において焼き戻し温度を高温で実施し、粒界の微細なセメンタイトを比較的大きなものにすることが有効である。

5.2 水素測定法及び遅れ破壊評価法

遅れ破壊は、鋼中に侵入した自由に動き回る水素(拡散性水素)が原因であることから、図13に示すような拡散性水素の測定装置が開発されている¹⁴⁾。試料を加熱しながら鋼中より放出される水素量を連続的に測定することにより、常温近傍で拡散する水素を定量的に求めることができる。水素チャージの条件を変え、鋼中の拡散性水素量を変えた試験片を用いて拡散性水素量を測定し、一方で遅れ破壊試験を行い、破壊に至るまでの時間を求め、所定時間内で遅れ破壊が生じない限界拡散性水素量から鋼材の遅れ破壊特性を定量的に評価することが可能である。

5.3 耐遅れ破壊高強度ボルト用鋼

耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼としては、粒界強度の低下を抑えるためP、S、Mn等を低減し、高温で焼戻しても強度を確保できるように焼戻し軟化抵抗を高め、結晶粒の微細化を図ることが重要である。このような観点から開発されたボルトの遅れ破壊特性を図14に示す¹⁵⁾。高Mo鋼を高温焼戻した材料は高い限界水素量(H_c)を示しており、良好な遅れ破壊特性を有していることが分かる。

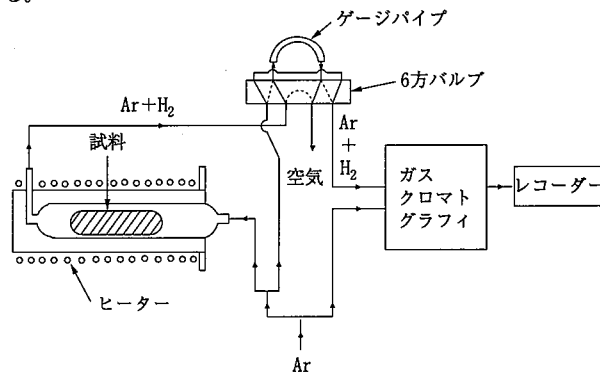


図13 鋼中水素の分析装置¹⁴⁾

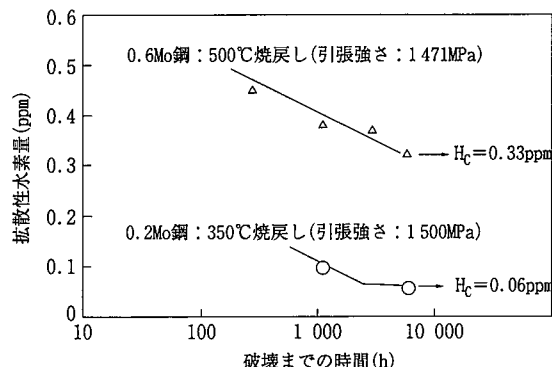


図14 高Mo高温焼戻し材の遅れ破壊特性¹⁵⁾

6. 高強度軸受用鋼

軸受部品は自動車、産業機械などに使用される主要な機械部品の一つであり、その所用特性は転動疲労特性である。材料としては、JIS高炭素クロム軸受鋼SUJ2またはSCM420等の肌焼鋼が用いられる。高炭素クロム軸受鋼は1% Cの過共析鋼であり、球状化焼鈍-焼入れ焼戻しの熱処理を行うことにより、最終部品の組織をマルテンサイト中に微細な残存炭化物が分散する組織とし、これにより転動疲労特性に加えて優れた耐摩耗性を得ている。一方、肌焼鋼を用いて製造される軸受部品は、ギヤ材料と同様に表面の圧縮残留応力が大きく、また表層で残留オーステナイトが多量に存在するため、ごみ入り潤滑下のような表面起点の場合の転動疲労特性が優れている。またSUJ2に比較して優れた靱性を有する点も特徴である。

6.1 軸受鋼の転動疲労向上の考え方

クリーンな潤滑環境下では、軸受部品の転動疲労破壊は通常、非金属介在物が起点になる。そのために、低酸素化による非金属介在物の低減、非金属介在物の微細化により高寿命化が図られてきている。有害非金属介在物の大きさ、分布の評価法としては、従来からJISによる清浄度判定試験法が用いられているが、近年、検鏡-極値統計法が普及してきている。この方法は、非金属介在物の分布が二重指数分布に従うと仮定して、極値統計を用いてその最大値を推定する方法であり、基準検鏡面積における最大非金属介在物粒径を測定し、極値統計グラフを作成して危険面積における推定最大非金属介在物径を求める¹⁶⁾。脱酸条件を変更して非金属介在物径を変化

させた材料について、検鏡-極値統計法による推定最大非金属介在物径と転動疲労特性に良い相関が認められることが明らかにされている¹⁷⁾。

6.2 高面圧下での転動疲労向上の考え方

ここ数年来の軸受用鋼の飛躍的な高潔浄化とそれによる高寿命化にともなって、軸受部品がより厳しい高面圧下の条件で使われるようになると転動疲労過程で図15に示すような特異組織が生成し、しかもこの特異組織が破壊の伝播経路になる現象が起こるようになってきている¹⁸⁾。特異組織は白い帯の白色帯、縦縞の板状組織に分けられ、これらの特異組織の生成は、おおむね剪断応力が最大となる深さにおいて最も顕著である。

このことから、これらの特異組織の形成は歪集中とそれに伴う発熱が原因と考えられる。板状組織及び白色帯の近傍にはいずれも微細なセメントタイトの析出が認められる。つまり、板状組織はセメントタイトの析出をとまなう一種の擬似パーライト相であると言える。なおセメントタイトが析出していることから、転動面直下では300℃以上に発熱していることが示唆される。また、白色帯は炭素量が低く、硬さも低下しており、一種のフェライト相である。

図16はX線回折ピークの半価幅の深さ方向の分布を求めたものである。半価幅の経時変化は剪断応力が最大になる深さ0.2mmあたりで最も顕著であり、疲労過程で単調に減少する。X線回折ピークの半価幅は転位密度の大小に対応し、上記の特異組織の形成とこれによる転動疲労過程での材質劣化のマクロな指標となる。

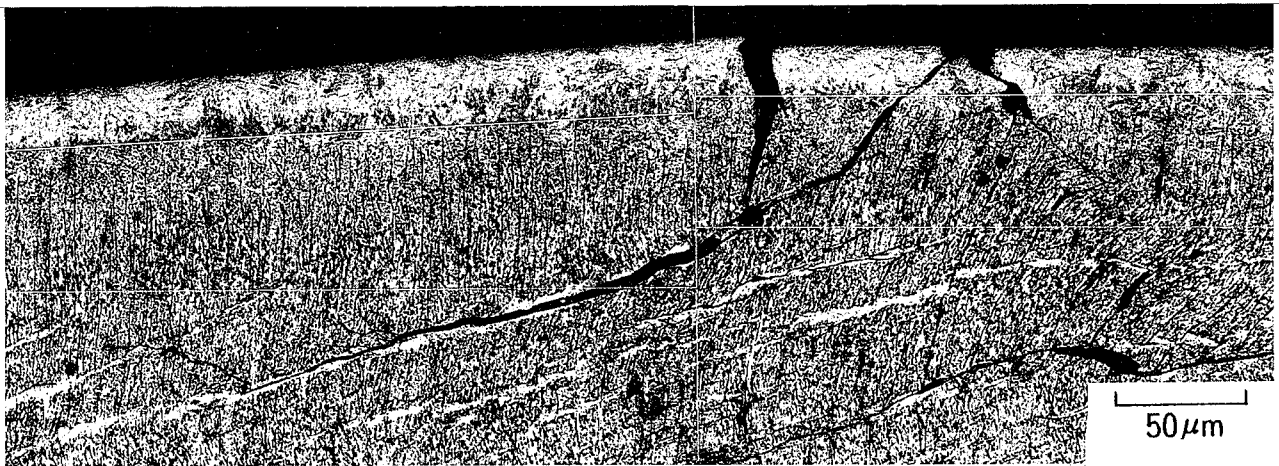


図15 転動疲労過程で生成した特異組織と停留亀裂¹⁸⁾

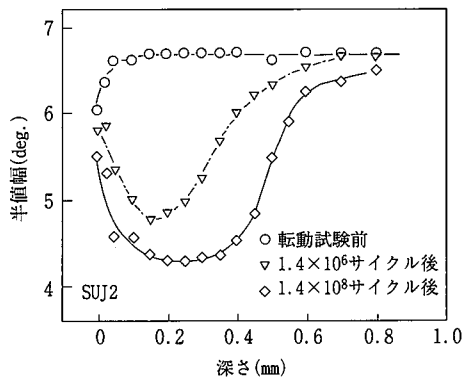


図16 転動疲労過程でのX線回折ピークの半価幅分布の変化¹⁸⁾

7. 結 言

自動車の軽量化、燃費改善に対応するため、自動車の機能部品を支えている特殊鋼棒線について新日本製鐵の取り組みを述べた。

部品の高強度化、軽量化に対し、材料開発と共にその特性を最大限に引出すための最適設計、製造方法、加工方法をバランス良く組みあわせることが重要で、関係各位のより一層の指導鞭撻を頂きたい。

参考文献

- 1) Naito,K., Ochi,T., Takahashi,T., Suzuki,N.:Effect of Shot Peening on the Fatigue Strength of Carburized Steels. Proc.Fourth International Conf. on Shot Peening, 1990, p.519-526
- 2) 征矢勇夫, 田中洋一:溶接学会講演概要. 37,334(1985)
- 3) 蟹澤秀雄, 佐藤洋:熱処理. 37(5),287(1997)
- 4) 蟹澤秀雄, 越智達朗, 子安善郎:新日鉄技報. (354),43(1994)
- 5) Ochi,T., Koyasu,Y.:SAE Technical Paper Series. 940786,1994
- 6) 越智達朗, 蟹澤秀雄, 佐藤洋, 渡邊忠雄:鉄と鋼. 83,665(1997)
- 7) 越智達朗, 蟹澤秀雄, 渡邊忠雄:CAMP-ISIJ. 10,1294(1997)
- 8) 子安善郎, 高田啓督, 高橋稔彦, 竹田秀俊, 石井伸幸:製鐵研究. (337),41(1990)
- 9) 山本広一, 松田昭一, 千々岩力雄, 吉田謙, 堀井行彦:日本金属学会報. 28,514(1989)
- 10) Ochi,T., Takahashi,T., Takada,H.:Iron&Steelmaker. 16(2),21(1989)
- 11) Ishikawa,F., Takahashi,T., Ochi,T.:Metallurgical and Materials Transaction. 25A,929(1994)
- 12) 内藤賢一郎, 森俊道, 奥野嘉雄, 八塚隆, 海老原達郎:CAMP-ISIJ. 2,1752(1989)
- 13) 松山晋作:遅れ破壊. 日刊工業新聞社, 1989
- 14) Suzuki,N et al.:Wire J. International. 1136(1989)
- 15) 子安善郎, 蟹澤秀雄, 越智達朗, 柳瀬雅人, 高田啓督, 内藤賢一郎, 石川房雄:新日鉄技報. (343), 37(1992)
- 16) 村上敬宜:金属疲労 微小欠陥と介在物の影響. 養賢堂, 1993, p.233
- 17) 草野祥昌:CAMP-ISIJ. 11,1322(1998)
- 18) 越智達朗, 子安善郎, 大木光一:CAMP-ISIJ. 6,799(1993)