転がり疲労によるマイクロ組織損傷を解消した 常中温用軸受鋼 KUJ7 の開発

星野俊幸^{*1)} 天野虔一^{*2)} 山本義治^{*3)}
太田敦彦^{*1)} 後藤将夫^{*2)}

1. 開発の背景

転がり軸受は、重要な機械要素として自動車や各種産業機械等に幅広く用いられている。これらの多くは、JIS の SUJ2 鋼に代表される高炭素クロム軸受鋼を用いて、焼入れ焼もどし処理により製造され⁽¹⁾、常温(一般的には約100℃以下)でしか使用できない。

近年、自動車や鉄鋼機械をはじめとする各種産業機械・装置の使用条件の高温化(～200℃)⁽²⁾に伴い、高温環境下においても使用可能な経済性に優れた汎用軸受が求められている。しかし、従来の高炭素クロム軸受鋼では100℃を越える条件では転がり寿命が急速に低下⁽³⁾するため、高温環境下における使用には制限がある。

これまで、特殊な高温用軸受鋼として、AISI M50 および M2 等の Cr, Mo, W および V を多量に添加し、2次硬化を利用して使用許容温度を向上⁽⁴⁾させた鋼がある。しかし、これらの鋼は、炭化物形成元素を多量に含有するので高価であり、さらに転がり寿命に悪影響を及ぼす粗大な1次炭化物を微細化するために ESR 等の特殊溶解が必要⁽⁵⁾である。

著者らは、使用温度を従来の高炭素クロム軸受鋼の常温から、グリース、油潤滑の適用が可能な上限温度である200℃程度⁽⁶⁾まで(以下、中温域と称す)向上させることが可能な汎用軸受鋼の開発を目的として検討を進め、中温域での転がり寿命に優れた軸受鋼 KUJ7 を開発した。

2. 開発の経緯

転がり軸受には、転がり寿命に優れかつ寸法の経年変化が少ないことが要求される。

転がり寿命に影響する冶金的な因子としては、鋼中の酸化物系非金属介在物が寿命を低下⁽⁷⁾させる。このため、鋼中酸素量を低減させるための各種設備改良⁽⁸⁾が行われてきたが、中温域では、さらに加えて、後述する鋼の転がり疲労によるマイクロ組織損傷も顕著に寿命を低下させるためこの抑制が必要である。

(1) 中温域でのマイクロ組織変化およびその抑制

SUJ2 鋼を用いて、球状化焼なまし焼入れ焼もどし処理のプロセスにより転がり寿命試験片を作製し、円筒型の転がり寿命試験機により常温で最大接触応力 5884 MPa の条件にて 1×10^8 回の繰返し応力を付加した場合、最大せん断応力が作用する転動面から 200 μm 深さ位置でのマイクロ組織損傷例を図1に示す。焼入れ焼もどしま(図1(a))のマルテンサ

図1 SUJ2 鋼の繰返し応力付加によるマイクロ組織変化。

(a) 焼入れ焼もどし, (b) 1×10^8 回の応力付加後。最大接触応力 5884 MPa, 応力付加速度 767 Hz。

* 川崎製鉄株式会社

技術研究所厚板・条鋼研究部門: 1) 主任研究員 2) 部門長
水島製鉄所管理部条鋼管理室: 3) 室長

** 光洋精工株式会社

総合技術研究所材料研究部: 1) グループ長
生産技術センター生産技術開発部: 2) 主任
Development of Heat-resistant Bearing Steel "KUJ7" Having
Excellent Rolling Contact Fatigue Life at Intermediate Temperature
by Inhibiting Microstructural Damage; Toshiyuki Hoshino*,
Keniti Amano*, Yoshiji Yamamoto, Atsuhiko Ohta**, Masao Gotoh**
(*Kawasaki Steel Corporation, **Koyo Seiko Co., Ltd.)

1998年1月31日受理

イトの母相に球状セメンタイトが分散した組織であったものが、繰返し応力の付与により炭化物が消失した領域が形成されるとともに、その領域の近傍に棒状炭化物が新たに生成する。この炭化物消失層(ナイタル腐食後、光学顕微鏡により観察すると白色に見えるので以下白色層と呼ぶ)は、硬さが母材のHV830に対しHV682と低い。多くの転がり疲労損傷を詳細に調べるとこの部分を起点とした疲労破壊が多く発生していた。

図2に白色層を透過型電子顕微鏡により観察した例を示す。約0.1 μm のセル状の構造が認めれ、電子線回折ではbcc構造の回折パターン(図2(b))を示した。また、局部的には極微細化のためリング状の回折パターン(図2(c))を示す領域も存在した。さらに、EDXによる分析の結果、C量が母材の1%に対し0.21%へ低下しているのが確認されたのでこの白色層は粒径約0.1 μm あるいはそれ以下の微細なフェライトと推定される。図3に、球状セメンタイトの消失、棒状炭化物の析出および硬さの応力繰返し数に対する変化を調べた結果を示す。硬さは、応力繰返し数 10^7 回まで増加し、それ以降では低下する。また、 10^7 回以降で球状セメンタイトの固溶と棒状炭化物の析出が顕著となる。以上より組織変化の機構は以下の通りである。

ころがりの繰返しにより高いせん断応力による塑性歪みによりまず母相の転位密度が増加する。さらに、繰返し応力による塑性歪みに加わり転位が再配列しセル構造が形成されはじめる。この転位の再配列により分断された球状セメンタイトの母相への固溶が開始される。母相のセル構造形成はさらに進行し、過飽和に固溶していたCはセル壁に拡散し炭化物として再析出する。これらが連続して起こり、最終的に軟化した白色層が生成・拡大する。

白色層は高温ほど短時間で発生するので、中温域での寿命向上のためにはこの組織発生抑制が必要である。白色層生成抑制のためには、これらの素過程の何れかを遅延させれば良いと考えられるが、著者らは、球状セメンタイトの溶解の抑制と棒状炭化物析出の遅延に着目した。球状セメンタイト中には、合金元素の分配により球状化焼なまし時に合金元素の濃縮が生じるが、この合金元素濃度を増加させ、ころがり疲労時の球状セメンタイトの固溶の律速過程をCの拡散からより拡散速度の遅い合金元素の拡散に移行させることが重要である。Mn, CrおよびMo等は炭化物へ分配する⁽⁹⁾が、特にCrはセメンタイトへの分配係数が高い⁽⁹⁾ことから球状セメンタイトの固溶抑制に有効である。一方、棒状炭化物の析出に対しては、フェライト中のCの固溶限を上昇させる元素が有効で、熱力学的な計算ではSiが有効であった。

これらを確認するために、1%C-1.0%Si-0.4%Mn-1.45%Cr鋼を基本鋼としてSiおよびCr、さらに比較のためMnを変化させて、ミクロ組織変化への影響を検討した。図4に図3と同一条件にて繰返し応力を付与し、経時的に組織変化を観察し、基本鋼からの合金元素量の変化と白色層が認められるまでの応力繰返し数との関係を示す。SiおよびCrはMnよりも白色層生成抑制に効果があり、基本鋼よりも0.5

図2 白色層の透過電子顕微鏡組織。

図3 SUJ2鋼の繰返し応力付与による最大せん断応力作用域の硬さ、球状セメンタイトおよび棒状炭化物量の変化。
最大接触応力 5884 MPa, 応力付加速度 767 Hz.

図4 白色層発生までの応力繰返し数に及ぼすSi, Crの影響。
最大接触応力 5884 MPa, 応力付加速度 767 Hz.

mass%増加することにより白色層の発生までの応力繰返し数は約3倍程度向上した。

(2) 中温域での軸受使用の問題点：硬さの確保

転がり寿命には、鋼材の硬さも影響を及ぼし、中温域では硬さの低下が生じるのでこれを抑制することが必要である。CrおよびMo添加は、I-S効果⁽¹⁰⁾により中温域での硬さ維持にも有効であるのでこれらの元素を積極的に用いることにしたが、これらの元素の利用は寸法安定性の点でも有効である。

寸法の経年変化は、軸受製造の焼入れ工程にて生成した残留オーステナイトがマルテンサイトへ変態することにより生じるため、焼もどしを使用条件よりも高い温度で行うことが必要である。例えば、SUJ2鋼を用いて製造される軸受は、焼入れ後、約180℃にて焼もどされ、100℃以下の環境下で使用される。したがって、中温域にて使用するためには200℃を越える温度で焼もどしを行う必要があるが、焼もどし温度の上昇により常温での硬さが低下するので焼もどし軟化抵抗を上げておくことが必要である。このためには、Cr、MoおよびSiの添加が有効である。

3. 開発鋼の特性

以上の知見に基づき、経済性および製造の容易性を考慮して、新たな常中温用軸受鋼を開発した。開発鋼KUJ7の化学組成を表1に示す。高価な合金元素の多量添加は必要としない。中温域である200℃でのKUJ7およびSUJ2鋼の硬さは、それぞれHV750および680とKUJ7鋼が優れることを確認した。

KUJ7鋼およびSUJ2鋼を球状化焼なまし焼入れ後、250℃にて焼もどしを行い、スラスト型転がり寿命試験機を用いて180℃で最大接触応力5230 MPaの条件にて寿命試験を行った。この結果を図5に示す。中温域での硬さが向上すると同時にマイクロ組織変化が抑制された結果、累積破損確率10%での転がり寿命を評価するとKUJ7鋼は、SUJ2鋼よりも約20倍寿命が向上し、優れた転がり寿命を示した。

4. 実用化および将来性

開発鋼は、すでに高温環境下で運転される鉄鋼の連続鋳造設備用の軸受に適用し、大幅な寿命向上を達成し、設備の信頼性向上に多大な効果のあることを確認している。さらに、図6に示すような自動車のターボチャージャー用軸受等への適用が可能であり、今後、さらなる適用範囲の拡大が期待できる。

5. 特 許

公開特許公報 平3-253542, 他38件出願公開済。

表1 KUJ7 および SUJ2 の化学組成.

	C	Si	Mn	Cr	Mo
KUJ7	1.0	1.0	0.5	1.95	0.5
SUJ2	1.0	0.25	0.4	1.45	—

図5 KUJ7 鋼および SUJ2 鋼の転がり寿命試験結果。最大接触応力：5230 MPa, 試験温度：180℃。

図6 ターボチャージャーの断面図。

文 献

- (1) 石原孝夫：金属材料，15(1975)，34.
- (2) 尾山宏次：日石レビュー，29-2(1987)，63.
- (3) 太田敦彦：KOYO Engineering Journal，151(1997)，7.
- (4) 小柳 明：鉄と鋼，62(1976)，102.
- (5) R. A. Kirk: High Speed Steel Technology, BISRA, ISI Conf., Scarborough, (1970).
- (6) 西村 充，野坂正隆，鈴木峰男：トライボロジスト，42(1997)，946.
- (7) 松本洋一，村上保男，古村恭三郎：日本潤滑学会第33期春季研究発表会予稿集，(1981)，213.
- (8) 瀬戸浩蔵：山陽特殊製鋼技報，2(1995)，61.
- (9) 西沢泰二：日本金属学会会報，12(1973)，412.
- (10) 門間改三，須藤 一：日本金属学会誌，30(1966)，558.