

被削性に優れた高強度高周波焼入れ用鋼

中名 悟^{*1}・桂 隆之^{*2}・平岡 和彦^{*3}

Development of high strength steel with superior machinability for induction hardening
Satoru Nakamyou, Takayuki Katsura and Kazuhiko Hiraoka

1. はじめに

近年、産業機械および自動車の高性能化・高出力化、あるいは小型・軽量化に伴い、転動部品の使用環境は過酷になる傾向にある。例えば、自動車の足回り部品である等速ジョイントやハブユニットでは、自動車の小型・軽量化に対応するため、ユニット化、あるいは小型化が進行しており、軸受メーカーでは設計面で様々な取組みがなされている¹⁻³⁾。

等速ジョイントやハブユニット等の部品は、鋼材を熱間鍛造、温間鍛造、あるいは冷間鍛造、またはこれらの組み合わせによって成形し、切削加工を行った後、特に強度が必要な部分には高周波焼入れ処理が施されている。このような用途には、JIS S53C (以下S53Cと略)、SAE1055等の鋼材が主に使用されている。

しかし、近年の使用環境の過酷化、あるいは軽量化を目指した小型・薄肉化のため、焼入れ硬化部は一層の転動疲労強度、曲げ疲労強度、耐摩耗性等が求められ、また従来は鍛造上がりの強度で十分であった非硬化部の強度向上も求められている。さらに、加工コスト低減の要求から、鍛造後の被削性を向上させることも必要となっている。

以上のような背景の中、主に鍛造組織を制御することにより、強度（特に非硬化部の曲げ疲労強度と硬化部の転動疲労強度）と加工性（特に非硬化部の被削性）を両立させた高周波焼入れ用鋼を開発したのでその特性を紹介する。

2. 成分設計

等速ジョイントやハブユニット等の部品には、一般にS53Cをベースとした非調質鋼が用いられている。非硬化部ならびに硬化部の高強度化を目指した場合、共析炭素量を上限とした高炭素化が考えられる。しかし、被削性確保の観点からは鍛造上がりである程度の初析フェライトの存在することが好ましいため、炭素量はS53Cに倣い0.53mass%レベルにした。強化元素としてはまずSiを選

定し0.8mass%へ増量した。その理由は、Siはフェライトの強化能が高いことと同時にフェライトの生成能が高く、高強度化と被削性確保の両立が期待できるからである。さらに、Si増量は硬化部の転動疲労強度の向上も期待出来る⁴⁾。一方、非調質鋼における代表的なフェライト強化元素のVはよく知られているが、当開発ではVによる高強度化よりもむしろ被削性改善のための初析フェライトの分散化効果を狙い、また添加によるコストアップや過剰添加による被削性の阻害を回避するために、非調質鋼としては少量の0.04mass%のV添加を選定した。さらに、鍛造後の硬さは当社の実績から C当量式を用いて推定した。

$$Ceq = C(\%) + 1/7S(\%) + 1/5Mn(\%) + 1/9Cr(\%) + V(\%) - 5/7S(\%)$$

...

同式によるC当量値と外径30mmの鋼材を保持温度1050 から空冷した場合の硬さとの関係をFig.1に示す。

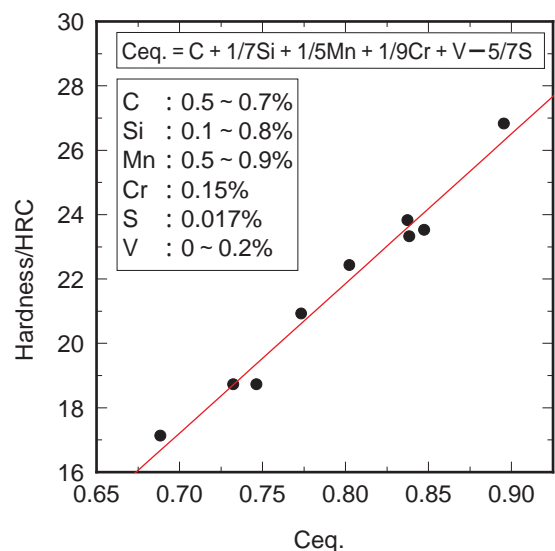


Fig. 1. Relationship between carbon equivalent and hardness.

*1 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ
*2 軸受営業部 軸受CSグループ
*3 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ長

同条件によって空冷した鋼材の硬さとマイクロ組織は開発ターゲット部品における鍛造上がりの状態とほぼ合致することを確認している。以上の考えに基づき、開発ターゲット部品に想定される冷間加工性を考慮し、鍛造後の硬さが24HRCになるようにC当量を0.85として成分設計を行った。

以上の思想にて成分設計した開発鋼、Vの効果を明確化するために開発鋼に対しV無添加の比較鋼1ならびに規格鋼である比較鋼2（S53C）を用い比較調査を実施した。各々の化学成分とC当量値をTable1に示す。

3. 試験方法

3.1 供試材

Table1に示す3鋼種について、試験溶解炉（100kg真空誘導溶解炉）により溶製したインゴットを、外径20、30および65mmに熱間鍛造して供試材とした。各々の供試材を1050 で30min保持後に空冷処理を行い、実際の鍛造部品と同等の組織とした。その後、機械加工により各々の試験片に仕上げた。

3.2 ドリル寿命試験

被削性評価として、ハイスドリル寿命試験を実施した。なお、母材は1050 で30min保持後に空冷処理を施した外径30mmの丸棒を用いて、そこから24mm×18mm×300mmの角材をフライス加工により作製し、ドリル寿命試験に供した。

3.3 回転曲げ疲労試験

小野式回転曲げ疲労試験によりS-N曲線を作成し、曲げ疲労強度を評価した。なお、母材は1050 で30min保持後に空冷処理を施した外径20mmの丸棒を用い、平行部の外径が8mmの平滑回転曲げ試験片を作製し、回転曲げ疲労試験に供した。

3.4 スラスト型転動疲労試験

転動疲労強度の評価として、スラスト荷重の転動疲労試験を実施した。母材は1050 で30min保持後に空冷処理を施した外径65mmの丸棒を用い、機械加工により外径60mm、厚さ5.5mmの試験片を作製し、ボール軌道部に高周波焼入れ焼戻し処理を施し、スラスト型転動疲労試験に供した。

4. 試験結果

4.1 ミクロ組織および硬さ

外径30mmの丸棒を1050 で30min保持後に空冷した時のナイタル腐食による鋼材D/4部のミクロ組織ならびに硬さ（ドリル寿命試験片の硬さ）をFig.2に示す。開発鋼ならびに比較鋼1は、狙い通り24HRC程度の硬さが得られている。また、S53Cの硬さは19HRC程度であり、開発鋼ならびに比較鋼1はS53Cよりも硬さが5HRC硬くなっている。

ミクロ組織はいずれの鋼種もフェライト-パーライト組織となっているが、フェライト量や結晶粒径が異なっている。フェライト面積率を測定した結果、Si増量とVを添加した開発鋼は25%、開発鋼に対しV添加なしの比較鋼1は18%であり、S53Cの14%と比較してフェライト量が増加しており、SiおよびVのフェライト生成促進効果を確認することができる。

特に、Si増量とVの添加を行った開発鋼の組織はS53Cや比較鋼1に比べ、フェライト量だけでなくフェライト粒子数も多くなっている。フェライトの形状は、S53Cや比較鋼1では旧オーステナイト粒界に析出したフェライトであるのに対し、Vを添加した開発鋼では粒界に微細に分散したフェライトと同時に粒内にもフェライトの生成が認められる。このような粒界に形成されたフェライトの微細分散化および粒内フェライトの存在は、V添加により生成したV炭窒化物の影響によるものと考えられる。V炭窒化物は粒界あるいはMnS界面上に多く存在し⁹⁾、V炭窒化物とフェライト-マトリックスの界面は格子不整合が非常に小さく、界面エネルギーが低いことが知られている⁸⁾。つまり、粒内のMnS近傍あるいは結晶粒界に、フェライトとの界面エネルギーの小さいV炭窒化物が存在し、このV炭窒化物を核としてフェライトが多数生成したために、フェライトが微細に分散した組織が得られたものと考えられる。さらに、開発鋼では比較鋼1やS53Cに比べて結晶粒径が細くなっており、これはV炭窒化物およびV炭化物によるピンニング効果によるものと考えられる。

4.2 ドリル寿命試験

ハイスドリル寿命試験結果をFig.3に示す。開発鋼は硬さが高いにも関わらずS53Cに対し20%のドリル穿孔数回

Table1. Chemical composition. (mass%, O: ppm)

Steel	C	Si	Mn	S	Cr	V	O	Ceq.
開発鋼	0.53	0.80	0.78	0.017	0.21	0.04	8	0.85
比較鋼1	0.55	0.79	0.86	0.017	0.26	-	5	0.85
比較鋼2 (S53C)	0.54	0.17	0.84	0.017	0.17	-	6	0.74



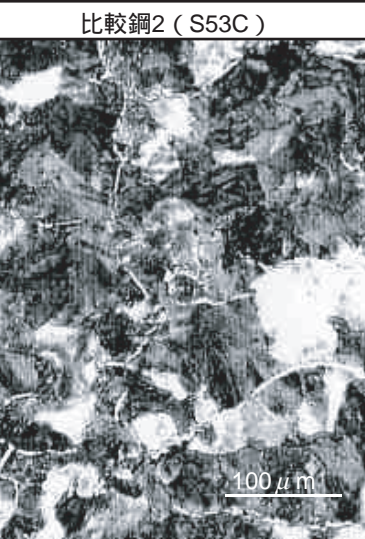
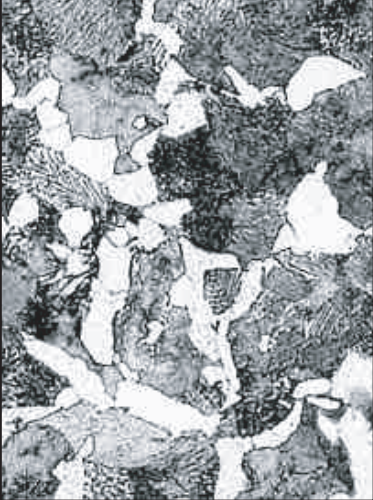


	開発鋼	比較鋼1	比較鋼2 (S53C)
Optical micrographs			
			
Percentage of ferrite	25%	18%	14%
Hardness	24.4HRC	23.5HRC	18.7HRC

Fig.2. Optical micrographs and hardness of drill life test specimens.

上が認められる。これは、V添加によるフェライト量の増大およびフェライト微細分散化のためであると考えられる。一般的な快削物質であるMnSの被削性向上効果は、切屑せん断域における応力集中作用と言われているがV添加により生成した粒内フェライトや、粒界に存在する微細な塊状のフェライトもMnSと同様の効果を有しているものと考えられる。

また、比較鋼1では、硬さが高いにもかかわらずS53Cとほぼ同等の被削性を有している。これは、Siの増量によるフェライト量増大のためであると考えられる。

4・3 回転曲げ疲労試験

回転曲げ疲労試験結果をFig.4に示す。開発鋼ならびに比較鋼1とも、S53Cよりも曲げ疲労強度が向上しており、 10^7 疲労強度（以下疲労限）はS53Cに対し40%向上して

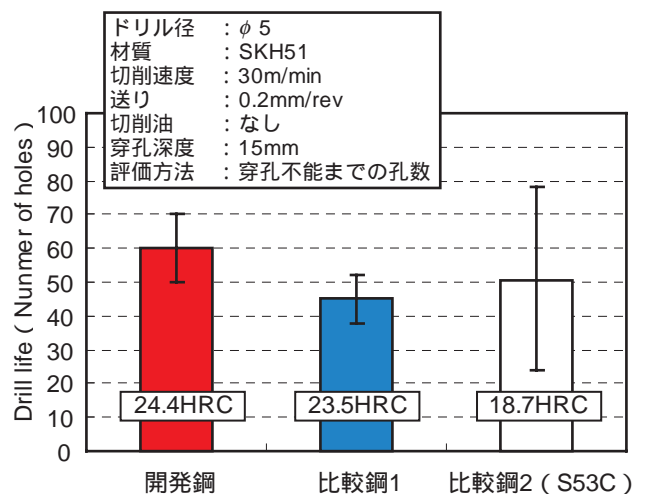


Fig.3. Comparison of drill life.

いる。Table2に各鋼の疲労限とHV硬さとの比（疲労限 / HV硬さ）を示すように、開発鋼と比較鋼1はS53Cに対して疲労限とHV硬さとの比が高く、Si増量による高強度化の効果が認められる。なお、Vを添加している開発鋼はV無添加である比較鋼1と比較して 10^5 域においては疲労強度の向上が確認できるが、疲労限には顕著な差はないことから、Vの0.04mass%程度の添加による疲労強度の向上効果は少ないものと考えられる。

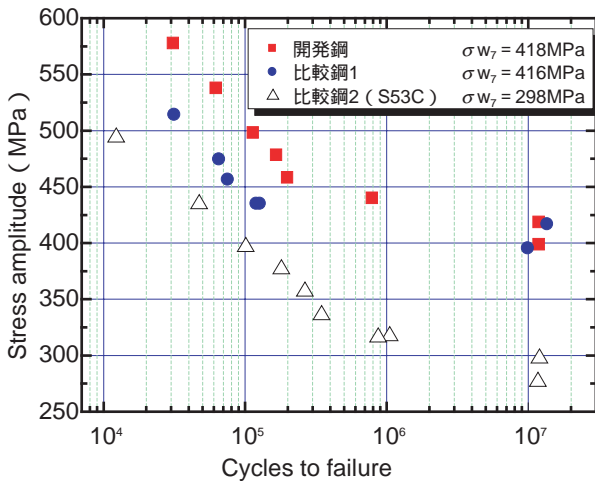


Fig.4. SN diagrams of rotating bending fatigue test.

Table2. The ratio of fatigue strength (σ_{w7}) to Vickers hardness (HV)

	σ_{w7}/HV
開発鋼	1.59
比較鋼1	1.61
比較鋼2 (S53C)	1.25

4・4 スラスト型転動疲労試験

開発鋼とS53Cのスラスト型転動疲労試験結果をFig.5に示す。開発鋼はS53Cよりも転動疲労強度が向上しており、 L_{10} 寿命で2.3倍向上している。これは長寿命化元素であるSi増量の効果によるものと考えられる。

5. まとめ

強度（特に非硬化部の曲げ疲労強度と硬化部の転動疲労強度）と被削性を両立した高周波焼入れ用鋼の開発を目的として、規格鋼S53Cに対してSi増量（0.80mass%）とV

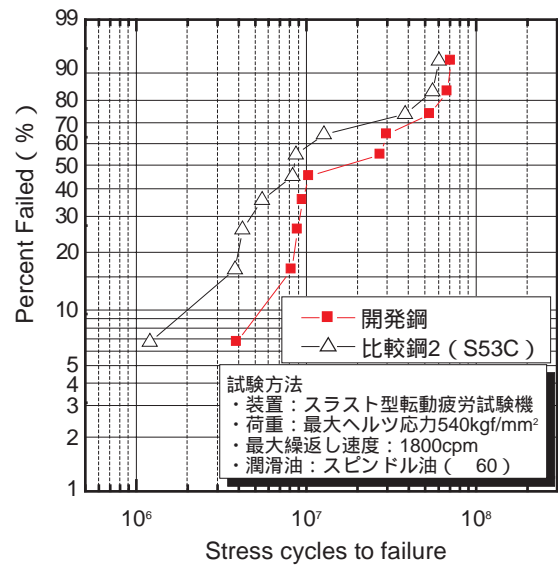


Fig.5. Results of rolling contact fatigue test.

を微量添加（0.04mass%）した開発鋼と比較鋼の各種調査を行い以下の結論を得た。

- 1) 開発鋼の非硬化部のドリル寿命は良好であり、S53Cに対してドリル穿孔数は20%向上している。これは、Siによるフェライト量増大とVの微量添加によるフェライト量増大ならびにフェライト微細分散効果によるものと考えられる。
- 2) 開発鋼の非硬化部の回転曲げ疲労強度（ 10^7 疲労強度）は、S53Cに対し40%向上しており、Si増量の効果と考えられる。
- 3) 開発鋼の硬化部のスラスト型転動疲労強度は良好であり、S53Cに対し L_{10} 寿命で2.3倍向上しており、Si増量の効果と考えられる。

文献

- 1) T.Numata : KOYO Engineering Journal, vol.162 (2002), 33
- 2) J.Sakamoto : NSK Technical Journal, vol.672 (2001), 32
- 3) K.Sahashi : NTN Technical Review, vol.61 (1992), 44
- 4) 藤井幸生ら：日本トライボロジー学会トライボロジー会議予稿集, vol.5 (2001), 195
- 5) 大森章夫ら：鉄と鋼, vol.84 (1998), 11
- 6) F.Ishikawa and T.Takahashi : ISIJ Int., vol.35 (1995), 1128