介

技術論文

高強度窒化ギヤ用鋼の開発

Development of High-strength Nitriding Steel for Gear

高 将 今 秀 樹* 祐谷 田中康 Masato YUYA Hideki IMATAKA Kosuke TANAKA 小 林 厚 田 前 晋 Atsushi KOBAYASHI Susumu MAEDA

抄 録

自動車用トランスミッションの商品性向上のため、構成部品であるギヤには、高疲労強度と低ひずみの 両立が求められている。マルテンサイト変態温度以下の表面改質処理で熱処理ひずみが小さい窒化技術 に着目し、高強度窒化ギヤ用鋼を開発した。低C鋼をベースにCr, V量を最適化することで、高い表層 硬さと深い硬化層を得ることができた。窒化後の回転曲げ疲労試験とローラーピッチング試験より,開発 鋼の疲労特性が浸炭材と同等以上であることが確認できた。透過型電子顕微鏡観察によると,開発鋼の 窒化層中には微細な Cr と V の複合炭窒化物が析出していた。これらの合金炭窒化物が,最適な硬さ分布 と優れた疲労特性をもたらしていることが示唆された。

Abstract

A transmission gear is required high fatigue strength and low heat-treatment distortion for high performance. Authors focused on the gas-nitrinding process that was carried out at lower than martensitic transformation temperature and could suppress distortion and developed high strength steel designated for nitrided gears. High surface hardness and deep case depth was achieved by optimizing the amount of Cr and V in low carbon steel. The results of rotary bending and the roller pitting fatigue tests showed fatigue strength of developed steel was the equal to or higher than conventional carburized steel. Observation by transmission electron microscopy showed fine carbonitrides including both Cr and V precipitated at the nitride layer of developed steel. It was suggested that these precipitates contribute to optimal hardness profile and remarkable fatigue properties.

緒 言 1.

近年、地球環境保護への対応から、自動車の燃費性能向 上や CO, 排出量削減がますます求められている。自動車の 動力伝達部品であるトランスミッションギヤについても小 型・軽量化が進んでおり、様々な取り組みが行なわれてき た14%。ギヤの高強度化手法として一般的な浸炭焼き入れ 5% は組織変態を伴うため熱処理ひずみが大きいという課題が あり、ギヤノイズ低減のため浸炭焼き入れ後に歯研などの 歯形修正を行なうなど、コストアップの要因になっていた。 そのため、疲労強度と低ひずみを低コストで両立させる必 要があり、著者らは、低温処理で熱処理ひずみが小さい窒 化技術68)に着目し、高強度窒化ギヤ用鋼を開発した。

本論文では、高強度窒化ギヤ用鋼の成分設計の考え方を

整理し、強化機構、熱処理ひずみおよび疲労特性について 検討を行なった。

2. 開発のねらい

自動車用トランスミッションギヤは、耐疲労、耐摩耗、 被削性の観点から、機械構造用合金鋼を浸炭焼き入れした ものが多い。すなわち、浸炭焼き入れ前の硬さの低い状態 で切削し、その後、浸炭焼き入れにより表面から炭素を侵 入, 拡散させることにより高強度化を図っている。しかし, 浸炭焼き入れはオーステナイト化温度以上の高温の表面硬 化処理であり、熱処理ひずみが大きいという課題があった。 特に、プラネタリ機構に用いられるリングギヤは、薄肉か つ大径であるため, 浸炭焼き入れで必要な部品精度を出す ことは困難であり、更に、内歯ギヤであるため浸炭焼き入

^{*} 八幡製鉄所 棒線部 棒線管理第一室 主幹 福岡県北九州市小倉北区許斐町1 〒803-0803

れ後の仕上げ加工についても困難であった。そのため、低 温の表面硬化処理である窒化技術を活用した熱処理ひずみ が小さい窒化用鋼の開発が多くなされてきた 9-14)。しかし ながら、被削性を考慮した素材硬さで浸炭焼き入れ品と同 等以上の疲労強度を得ることは難しかった。

本開発では、被削性を考慮した素材硬さで、浸炭焼き入 れ品と同等の疲労強度を有する高強度窒化ギヤ用鋼⁽⁵⁾を目 標とした。また、窒化時の熱処理ひずみを制御すべく、窒 化時にひずみが生じる原因として、窒化層の膨張に着目し、 合金元素が膨張に及ぼす影響について検討した。

高強度化の考え方

本開発では、一般的な機械構造用合金鋼である SCr420H をベースに、被削性を考慮した素材硬さで、高い疲労強度 を有するよう開発鋼の成分設計を行なった。化学成分を表 1に示す。比較鋼は一般的な機械構造用炭素鋼である S35Cを用いた。

まず,窒化特性については,窒化時に表層部に合金窒化 物を形成し,表層硬さ向上に効果が高いCrおよびVに着 目した。更に低C化によりフェライト分率を上げ,窒化特 性向上および素材硬さの低減を狙った。また,被削性を考 慮し,ベイナイト組織を含まないフェライト+パーライト 組織になるよう,他元素の成分調整を行なった。

4. 調査内容

開発鋼と従来鋼 S35C を転炉溶製した後,連続鋳造した。 その後,分塊圧延を経て棒鋼圧延した棒鋼を素材とした。 素材は,試験片に加工した後,窒化前の状態で旋削試験に 供した。また,600℃×2hのガス窒化処理を施し,窒化後 の各種特性を調査した。マイクロビッカース硬さ計を用い, 窒化後の断面硬さ分布を測定した。光学顕微鏡で表層ミク 口組織を観察し,SEM (走査型電子顕微鏡)および TEM (透 過型電子顕微鏡)で表層部の析出物をそれぞれ観察した。

表層部から採取した切粉により,N濃度分布を測定した。 窒化時の熱処理ひずみ(膨張)は微小であるため,図1に 示す方法で窒化時の熱処理ひずみを評価した。すなわち, 10mm角で20mm長さの角棒試験片を基準表面とし,マイ クロビッカース硬さ計で200µmピッチの圧痕を付け,窒化 前後の圧痕間距離の変化をSEMにより測定した。膨張量 を(1)式で評価した。なお,窒化後の圧痕が見えにくい場

> 表 1 化学成分(mass%) Chemical compositions (mass%)

Material	С	Si	Mn	Cr	V
Developed	0.10	0.15	0.55	1.25	0.17
high-strength steel					
JIS SCr420H	0.20	0.20	0.80	1.00	-
JIS S35C	0.35	0.20	0.75	_	-
(conventional steel)					

合は軽くバフ研磨後、測定した。

 $[\{d(1)+d(2)+\dots+d(16)\}-16\times 200]/16$ (1)

また,窒化処理を施した試験片を用い,小野式回転曲げ 疲労試験,ローラーピッチング試験により,疲労強度を評 価した。小野式回転曲げ疲労試験は,応力集中率α=2.0の V状切欠試験片を用い,常温,回転数3000rpmで試験を 行ない,107回での疲労強度を評価した。ローラーピッチン グ試験は,すべり率-40%,90℃のオートマチック潤滑油 での潤滑,回転数1500rpmでの条件で試験を行ない, 2×107回での疲労強度を評価した。

5. 調査結果

5.1 被削性

素材の被削性を旋削試験で評価した。素材硬さは、開発 鋼でHRB86,S35CでHRB85とほぼ同等の試験片を用いた。 図2に示す通り、切削抵抗はほぼ同等であった。切粉を図 3に示す。開発鋼とS35Cの切粉はいずれも分断されており、 ほぼ同等の切屑処理性を有していることが分かった。

5.2 窒化特性

図4に窒化後の断面硬さ分布を示す。CrおよびVを含 有した開発鋼はS35Cに比べ,表層硬さが大きく向上して



(Turning condition)

Tool : Sumitomo Electric Industries DNMG150412-GU(AC520U) Lubricat : Soluble

Speed: 250m/min, Feed: 0.4mm/rev, Depth of cut: 1.5mm



いた。一般的な浸炭鋼の表層硬さが HV 700~800 程度であ ることから,開発鋼は浸炭鋼と同等の表層硬さを有してい ると考える。

図5に窒化後の表層部のN濃度分布の測定結果を示す。 それぞれ50µmピッチで採取した切粉を分析した値である。 開発鋼はS35Cに比べ,表層部のN濃度が2倍以上高かった。開発鋼は,Nと親和性の強いCr,Vを含有しているため, N濃度が高くなったものと推定された。

図6に,窒化後の開発鋼,S35Cの表層部ミクロ組織を示す。両鋼種ともフェライト+パーライト組織であるが, 低Cの開発鋼はS35Cに比べてフェライト分率が高かった。 なお,両鋼種とも最表層には,約5µmの化合物層が生成 していた。

図7に開発鋼とS35Cの窒化後表層から50µm位置を SEMで観察した結果を示す。S35Cではフェライト部に矢 印で示されるような針状の鉄窒化物が多く観察されたのに



図4 窒化後の硬さ分布 Hardness profiles of nitrided layers of developed steel and S35C



図5 窒化後のN濃度分布 Nitrogen concentration profiles at the nitrided layers of developed steel and S35C

対し、開発鋼はほとんど観察されなかった。

図8に開発鋼とS35Cの窒化後表層から50µm 位置を TEM で観察した結果を示す。いずれの窒化層にも、微細 な析出物が生成していることが分かった。析出物の分布状 態を比較すると, S35C 中では, 長辺が数 10nm 程度の粒 子が比較的疎に析出しているのに対し、開発鋼中では、数 nmのより微細な粒子が、より密に析出していることが分 かった。これらの析出物の分布の差は、表層硬さの差と良 く対応しており、S35Cの窒化層よりも開発鋼の窒化層の硬 さが高い原因が、これらの微細な析出物の分布の差に基づ くものであることを示唆している。図9に示す析出物の制 限視野回折像からは、粒子が FCC 型であり、母相と Baker-Nutting の方位関係を持って析出していることが確認でき た。CrとVはいずれも単独でFCC型の炭窒化物を形成し 得るが、開発鋼中の析出物の形状、サイズが単一であるこ とから, これらの析出物は Cr と V の複合炭窒化物(Cr, V) (C, N)であると推定される。



図6 窒化後の表層部ミクロ組織(ナイタル腐食) Microstructure of nitride layers near the surface after nitriding (nital etching)



(a)Developed steel

(b)S35C

5μm

図7 窒化後の表層部 SEM ミクロ組織 (ナイタル腐食) SEM images of nitride layers near the surface (nital etching)



図8 窒化後の TEM 観察結果 TEM dark field images of precipitates taken at a depth of $50\mu m$ below the surface



図9 開発鋼の制限視野回折像とキーダイヤグラム Selected area diffraction pattern taken in nitrided developed steel and corresponding key diagram



図 10 窒化後の表層硬さ変化量に及ぼす化学成分の影響 Influence of alloying element on surface after nitriding

次に,図10に化学成分(C, Mn, Cr, V)を振った鋼種で, 表層硬さの変化量を調査した結果を示す。表層硬さ向上に は,特に低C,高Cr,高V化が有効であることが分かった。

5.3 窒化での熱処理ひずみ

図 11 に開発鋼をベースに成分 (Mn, Cr, Mo, V) を振った 鋼種でのガス窒化後の熱処理ひずみ(膨張量)評価結果を 示す。重回帰分析の結果,膨張量は(2)式で表すことができ, 計算値と実測値は良い相関が認められた。

0.61Mn+1.11Cr+0.35Mo+0.47V (2) Mn, Cr, Mo, Vはそれぞれの元素の濃度を表す。(2)式より, いずれの元素量も膨張量に対して正の相関を持っており, これらの合金元素量が多くなるほど,膨張量は大きくなる ことが分かった。

以上より,開発鋼は低C鋼をベースにCr,Vを適量含有 することで,被削性を考慮した素材硬さに抑えつつ,優れ た窒化特性を有することが分かった。更に,必要特性を満 足する範囲の合金元素量で(2)式を小さくすることで,窒 化時の膨張量を小さく抑えることが可能となった。

5.4 開発鋼の疲労強度

ガス窒化を施した開発鋼とS35Cを用い,ギヤの歯元疲 労を模擬した小野式回転曲げ疲労試験と,ギヤの歯面疲労 を模擬したローラーピッチング試験を行なった。



図 12 小野式回転曲げ疲労試験結果 Results of Ono-type bending fatigue test

図12に小野式回転曲げ疲労試験結果を示す。S35Cガス窒化品の10⁷回サイクルにおける疲労強度を1.0とした際の比率を示す。開発鋼の曲げ疲労強度はS35Cに対し,3.2倍の非常に高い疲労強度が得られた。また、開発鋼は点線で示すSCr420Hガス浸炭品とほぼ同等の疲労強度を達成した。

図 13 にローラーピッチング試験結果を示す。S35C ガス 窒化品の 2×10⁷ 回サイクルにおける疲労強度を 1.0 とした 際の比率を示す。開発鋼の耐ピッチング強度は,S35C に 対し,28%向上を達成した。また,開発鋼は,点線で示す 浸炭鋼 SCr420H とほぼ同等の疲労強度を有していた。

6. 結 言

従来より大幅に高強度が可能な低ひずみ高強度窒化ギヤ 用鋼を開発した。その中で以下のことが明らかになった。

- (1) 窒化後の表層硬さの向上には、低C鋼をベースにCr, Vを最適化することが有効であった。
- (2) 開発鋼は, 窒化において表層部に微細な合金炭窒化物
 (Cr, V)(C, N)を多数析出し, 表層硬さを向上した。

- 11 -



図13 ローラーピッチング試験結果 Results of roller pitting fatigue test

- (3) 窒化での膨張は、Mn, Cr, Mo, Vの式で表すことができ た。必要特性を満足する範囲で、これら元素を少なく 抑えることで、窒化での膨張量を抑えることができた。
- (4) 開発鋼は S35C に比べ, 耐曲げ疲労強度で 3.2 倍向上, 耐ピッチング強度で 28%向上し, SCr420H ガス浸炭品 とほぼ同等の強度を達成した。

参照文献

- 1) 岩間直樹:自動車用特殊鋼部品における最近の技術動向。自 動車技術. 55 (10), 64-68 (2001)
- 2) 林孝雄, 木野伸郎, 岡田義夫:ドライブトレイン小型軽量化 材料技術. 日産技報. (55), 43-47 (2005)
- 3) 木野伸郎, 馬渕豊, 小柳貢士, 村上亮: 自動車用パワートレ イン材料の技術動向. 電気製鋼. 85(2), 97-106(2014)

- 4) 佐藤紀夫: 自動車用特殊鋼の動向と材料開発. Sanvo Technical Report. 8 (1), 68-87 (2001)
- 5) 住田庸, 野村一衛: 浸炭処理される駆動系鍛造部品の動向と 課題. 熱処理. 45 (2), 76-79 (2005)
- 6) 高瀬孝夫: 鋼の表面硬化法としての窒化. 鉄と鋼. 66, 1423-1434 (1980)
- 7) 鈴木信一, 谷健二: 最近の窒化処理製品. 熱処理. 32 (5), 262-266 (1992)
- 8) 大木喬夫: 窒化鋼の技術動向. 熱処理. 30(6), (1990)
- 9) 神原進, 相原賢治, 奥山貞敏: Cr-V 添加鋼の軟窒化特性に 及ぼす C, Pb の影響. 熱処理. 26 (5), 339-344 (1986)
- 10) 和泉康治, 鎌田芳彦, 高山透, 日野谷重晴 ほか: 軟窒化鋼 のピッチング特性に及ぼす軟窒化処理条件の影響. 日本熱処 理技術協会講演大会講演概要集. 39, 19-20 (1994)
- 11) 小林幹和, 桜田徹, 岡部功: ガス軟窒化およびイオン窒化 材の疲労強度予測法.日本機械学会論文集A編. 62 (597), 1132-1139 (1996)
- 12) 石川信行, 白神哲夫, 石黒守幸 ほか: 窒化処理した平歯車 の歯面損傷挙動(高強度歯車用窒化鋼の開発-第5報).日 本鉄鋼協会講演論文集 CAMP-ISIJ. 10 (3), 474 (1997)
- 13) 井上幸一郎, 松村康志: 中炭素鋼の軟窒化特性に及ぼす合 金元素の影響. 電気製鋼. 75 (1), 11-18 (2004)
- 14) 増田大樹, 松田英樹, 山﨑歩見: Mo-V 析出強化を活用した 高強度および高耐摩耗性軟窒化用鋼の開発. HONDA R&D Technical Review. 24 (2), 111-119 (2012)
- 15) 小林厚, 前田晋, 今高秀樹, 行徳裕也, 祐谷将人, 清水雄一郎, 金山正男: y'-Fe,N相と低炭素合金鋼による窒化ギヤの高強 度化. 自動車技術会学術講演会前刷集. No.14-14, 21-26 (2014)



今高秀樹 Hideki IMATAKA 八幡製鉄所 棒線部 棒線管理第一室 主幹 福岡県北九州市小倉北区許斐町1 〒803-0803



祐谷将人 Masato YUYA



鉄鋼研究所 棒線研究部 主幹研究員



田中康介 Kosuke TANAKA 八幡製鉄所 棒線部 棒線管理第一室



小林 厚 Atsushi KOBAYASHI HONDA R&D Asia Pacific Co., Ltd.



前田 晋 Susumu MAEDA (株)本田技術研究所