高強度熱間鍛造クラッキング コンロッド用鋼の開発

佐野 直幸* 長谷川 達也**
飯田 善次*** 高田 健太郎***

1. はじめに

コンロッド(コネクティングロッド)とはエンジン内でのピストンの往復運動をクランクシャフトの回転運動に変換して動力を伝達する部品である。近年、自動車用エンジンの高出力化や軽量化の要求に応えるためにコンロッドにおいてもさらなる高強度化が求められるとともに、製造工程におけるCO₂排出量やコストを削減するために熱処理を含めた工程そのものの合理化も求められている。すなわち、焼入れ焼き戻しといった熱処理を省略しても高強度が得られる非調質鋼の材料開発と製造工程を簡略化できるような工法の採用の両立が課題となっていた。ロッドとキャップを一体鍛造した後にそれらを破断分割(クラッキング)するクラッキング工法(図1)は、合わせ面の加工や位置決めピンの使用を省略でき製造工程の大幅な簡略化が可能となる。クラッキング工法そのものは既に欧米で採用事例があるが高炭素鋼(0.7 mass% C ベース)を用いているため機械加工性に課題が残る上、強度も通常の中炭素非調質鋼と同等レベルにとどまっていたので、国内では広く普及するには至っていなかった。今回、中炭素のフェライト+パーライト組織の非調質状態でも従来の調質鋼と同等以上の強度が得られ、同時に、クラッキング工法が適用できる高強度熱間鍛造クラッキングコンロッド用鋼を開発したので、その概要を紹介する。

2. 開発鋼の特徴

開発鋼の代表的な化学成分を表1に示す。パーライト組織

* 住友金属工業株式会社総合技術研究所主任研究員

** 株式会社住友金属小倉商品開発部参事

*** 株式会社本田技術研究所研究員

Development of High-strength Hot-forged Steel for the Application of Fracture Splitting Connecting Rod; Naoyuki Sano*, Tatsuya Hasegawa**, Zenji Iida***, Kentaro Takada*** (*Sumitomo Metal Industries, Ltd., **Sumitomo Metals Kokura, Ltd., ***Honda R&D Co. Ltd.)

2006年10月26日受理

図1 コンロッドの従来製法とクラッキング工法。

表1 開発鋼の化学成分(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ti	V
0.28	0.55	0.75	0.05	0.1	0.17	0.17

が多いと耐久比が低下し、機械加工性も劣化するため炭素濃度を0.28%に設定している。SiおよびMnは一般的な機械構造用鋼並みである。フェライトは強度が低く延性が高いので、フェライトの体積分率が增大する本開発鋼では高強度化のためにはフェライトの強化を、クラッキング性確保のためにはフェライトの低靱化が必要となる。これらを達成するためにTiおよびVを添加しPを高目にしている。材料科学的観点から見たTiおよびVの役割は次章で詳しく述べる。これまで被削性の観点から機械構造用鋼には鉛が添加されてきたが、鉛は環境影響物質であり自動車メーカーでは鉛フリー化を志向する動きが活発になっている。本開発鋼でも鉛を非添加としており、そのかわり被削性の確保に硫化物を活用する目的でS量を0.1%に増大している。

開発鋼の代表的な機械的特性を表2に示す。表2の結果は一般的な熱間鍛造を模擬した条件で作製した試料によるもので、例えば、1250℃に加熱保持した55 mm角の角棒を直

表 2 開発鋼の機械的特性.

引張り強度(MPa)	10 ⁷ 回疲労強度(MPa)	耐久比	シャルピー衝撃値*(J/cm ²)	HRC 硬さ
850~900	420~450	約0.50	3~10	24~27

* V ノッチ, 室温

径 40 mm の丸棒に熱間鍛造して室温まで自然空冷したり強制風冷した素材から各種試験片を作製した. コンロッドに要求される高い疲労強度と座屈強度が確保され, 低いシャルピー衝撃値は良好なクラッキング性を裏付けている.

図 2⁽¹⁾は V 量を変化させた時の引張り強度とシャルピー衝撃値の変化を Ti 添加(0.15%)の有無で比較したものである. V 添加量の増大とともに引張り強度は増大し, シャルピー衝撃値は低下している. Ti 添加の効果は引張り強度を

底上げし, 靱性を低下させることにあることがわかる. 図 3⁽¹⁾にシャルピー衝撃試験片の破面を示す. V 添加のみではディンプル状であった破面が Ti 添加により脆性破面に変化していることがわかる.

3. 開発鋼の高強度・低靱性の材料科学的考察

開発鋼の高強度, 低靱性および被削性の三つをバランスさせている材料科学的な因子は, 炭・窒化物と硫化物の制御にあり, 化学成分の観点からは V と Ti の複合添加および高目の S 量にある. 各種化合物の溶解度積をまとめて図 4⁽²⁾⁻⁽⁴⁾に示す.

鋼中に存在する硫化物は Ti 系の方が MnS よりも安定であるので, Ti を添加していくにつれて MnS は Ti 系硫化物に置換されていくが, 開発鋼では Ti 系硫化物と MnS が混在した状態となっている. V 添加による強化は亜共析組成の非調質鋼の高強度化の一般的な手法であり, オーステナイト域では固溶度の大きい V がフェライト変態に伴って VC 炭化物として析出することを利用している. VC 炭化物はオーステナイト/フェライト変態界面に沿って析出し(相界面析出⁽⁵⁾), フェライト地とは整合関係を保つので大きな析出強

図 2 開発鋼の引張り強度とシャルピー衝撃値に及ぼす V と Ti の効果⁽¹⁾.

図 3 シャルピー衝撃試験(室温)による破面⁽¹⁾.

図 4 炭・窒化物および硫化物の溶解度積⁽²⁾⁻⁽⁴⁾.

化が得られる。TiCはVCと同じfcc構造を有し、格子定数も近い⁽⁶⁾。図4から明らかなように、TiNの溶解度積は格段に小さく、Ti系硫化物の溶解度積もTiCより2桁近く小さいので鋼中のTiはまず窒化物や硫化物として固定され、それ以外のTiがTiCとして析出することが予想される。TiCの析出のC曲線はオーステナイト域温度にノーズを有する⁽⁷⁾⁽⁸⁾とされているが、VCのように相界面析出するとの報告もあり⁽⁵⁾、最近ではMoとの複合添加の場合に列状に並んだナノメートルオーダーの(Ti, Mo)Cの相界面析出が熱延鋼板の強化に大きく寄与することが報告されている⁽⁹⁾。本開発鋼でもTiはこうした機構に類似した形で高強度化に寄与しているものと考えられる。熱間鍛造過程での析出機構を明らかにするために、鍛造温度を変化させた時の微細組織への影響を透過電子顕微鏡により調べた。

図5は熱間鍛造の際、1250℃で1時間加熱保持後直ちに鍛造した場合と、900℃まで空冷してから鍛造した場合のフェライト地の微細組織のTEM写真である。900℃まで空冷してから鍛造すると微細球状炭化物のサイズが大きくなっていることがわかる。また、いずれの鍛造温度においても、微細球状炭化物のEDX分析結果はVCを主体としてそれにTi

が混在することを示しており、900℃鍛造材における微細球状炭化物の方が、Ti濃度が高いことが示唆された。これらの結果は以下のように解釈される⁽¹⁰⁾。すなわち、1200℃近傍の高温で加工した場合には、TiCの析出開始(PCT)曲線は十分長時間側にあるのでオーステナイト域でのTiCの析出は抑制され、冷却過程でフェライト変態が起こる際に(VCと同様に)TiCとして相界面析出、あるいはVC中のVを置換するようにVCに固溶して析出する。この際、TiCやVCは数nmサイズと微細でフェライト地とは整合関係を保つので、強化・低靱化に寄与する。一方、900℃近傍の温度域で加工するとTiCの析出が促進されてオーステナイト中にまずTiCが析出し、フェライト変態時には母相との整合関係が消失してしまいTiCの強化・低靱化への寄与も小さくなる。加えて、加工によって初析フェライト粒の析出開始およびVCの析出開始が短時間側へシフトし、さらにすでに存在しているTiC粒子上への不均一核生成も起こる可能性があり、これらはVCの析出開始温度を高温側へシフトさせてVCの成長を促進する。すなわち、主要な強化機構である相界面析出がより高温で起こってしまったり、そのためのVがTiC上への不均一核生成で消費されてしまったりする結果、フェライト地との整合ひずみを有する数nmサイズの微細球状炭化物が得られないため十分な強化・低靱化が起こらなくなると考えられる。一般に高強度非調質鋼の製造では、鍛造温度や冷却工程を管理することによって必要な強度特性を得ているが、本開発鋼でも上述したような知見を踏まえて鍛造条件を最適化して高強度化と低靱化を達成した。

4. 実用化状況

本開発鋼はすでに実用化、量産されており、本開発鋼を用いたクラッキングコンロッドは2004年から市販の乗用車に搭載され始めている。

5. 特許

特開2004-301324他、海外出願含めて18件が公開されている。

文献

- (1) 長谷川達也, 佐藤武史, 飯田善次, 高田健太郎: 材料とプロセス, **18**(2005), 1632.
- (2) 成田貴一: 日本金属学会会報, **8**(1969), 49.
- (3) 上島良之, 湯山英俊, 溝口庄三, 梶岡博幸: 鉄と鋼, **75**(1989), 501.
- (4) W. J. Liu, S. Yue and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, **20A**(1989), 1907.
- (5) 大森靖也: 日本金属学会会報, **15**(1976), 93.
- (6) 成田貴一: 日本金属学会会報, **7**(1968), 742.
- (7) W. J. Liu and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, **19A**(1988), 1415.
- (8) W. J. Liu and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, **20A**(1989), 689.
- (9) Y. Funakawa, T. Shiozaki, K. Tomita, T. Yamamoto and E. Maeda: ISIJ International, **44**(2004), 1945.
- (10) 佐野直幸, 長谷川達也: 投稿準備中.

図5 熱間鍛造温度を変化させた時のフェライト中の微細炭化物のTEM写真。(a) 1200℃鍛造, (b) 900℃鍛造, および(c) 900℃鍛造材のEDX分析結果。