

TiB₂ 粒子強化型高剛性鋼の機械的性質と熱間加工性

田中 浩司*・大島 正*・斎藤 卓*

Mechanical Properties and Hot-workability of TiB₂-reinforced High Modulus Steel

Kouji TANAKA, Tadashi OSHIMA and Takashi SAITO

Synopsis : We have investigated the mechanical properties and hot workabilities of the newly developed TiB₂-reinforced high modulus steel (HMS), considering the potential application to automobile parts.

In two kinds of the HMS prepared via conventional powder metallurgical process, TiB₂ particles of a few microns in diameter were successfully incorporated into Fe-Cr ferrite (α) matrix using commercial TiB₂ powders, and finer particles less than 1 micron were synthesized through the *in-situ* reaction of ferro-titanium and ferro-boron powders, respectively.

Young's modulus evaluated by bending tests reached 289 GPa for the HMS prepared with 30 vol% commercial TiB₂ powders, 293 GPa for the one with the same content of *in-situ* formed TiB₂ particles. The wear resistance was largely improved by incorporating TiB₂ particles, i.e., the wear resistance of the HMS containing more than 20 vol%TiB₂ was far greater than that of α matrix steel, and that of 30 vol%TiB₂ HMS corresponded to that of SUJ2 hard steel.

The improvement of both the tensile and fatigue strength was much remarkable due to the TiB₂ particles, especially when the HMS contained *in-situ* formed particles.

The sintered HMS provided sufficient hot workabilities at temperatures higher than 1273K in upsetting tests, and the trial forged product demonstrated a high feasibility of making automobile parts by employing the conventional equipment.

Keywords : Young's modulus; titanium boride particle; mechanical property; hot workability; tensile strength; fatigue strength; forging.

1. 緒言

鉄鋼材料は他の金属材料に比べ、主要な構造部品・部材に圧倒的に多く用いられている。その理由のひとつは、組織制御による機械的特性の変化が多様であり、用途に応じた鋼材を選定できる点にある。一方、そのヤング率は通常 190~210 GPa 程度で、他の金属と同様に変化に乏しいため、部品の剛性や弾性変形・振動に関する挙動は形状だけでおおよそ決まってしまう。そこで、より高いヤング率を有する高剛性鋼が開発できれば、自動車用をはじめとする数多くの部品で、従来品の設計変更や特性向上が可能になると考えられる。すなわち材質の高剛性化によれば、同じ形状で剛性・共振周波数を増大させるか、または同じ剛性・共振周波数で形状を縮小することができ、前者はおもに工具・金型や高速運動部品の高性能化に、また後者は軽量化に大きく貢献できる。

高剛性鋼の例としては、配向制御された再結晶集合組織を利用した研究があるが^{1,2)}、製造プロセス上の制約から、これを複雑形状の部品に適用することは難しい。またその原理上ヤング率の異方向性が大きく、方向によっては通常より低いヤング率となるため、単軸の引張/圧縮応力とともにねじれやせん断応力が作用する部品では、高剛性化の効果が得られない場合が想定される。一方、高ヤング率な強

化相を金属マトリックスに複合化すれば等方的に高剛性化することができるが、鉄鋼材料についての研究³⁾はこれまであまり行われていなかった。

著者らは前報⁴⁾で、高ヤング率な炭化物やホウ化物が、鋼マトリックス中でFeとの3元化合物に変化したりFeを多量に固溶すれば、それ自身のヤング率が低下することを指摘した。さらに、鋼マトリックスとの熱力学的な相平衡解析にもとづいて選定したチタンホウ化物TiB₂が、鋼の高剛性鋼化に最適な強化相であることを述べた。すなわちTiB₂は、①単体として550 GPaという高ヤング率を有するとともに、②Fe-Cr系フェライト(α)マトリックスと直接平衡しFeの固溶量も小さいという特質を有するので、高温プロセスを用いて製造したにもかかわらず、開発鋼のヤング率は複合則に従って変化することが分かった。

しかしながら、本鋼を構造部品へ適用するためには、ヤング率だけでなく、基本的な強度特性や摩耗特性などを総合的に具備していなければならない。とくに、実用域での耐久性が最も重要な自動車部品では、材料選択における強度特性の指標として、0.2%耐力や疲労耐久限が最も重要視される。

また、高剛性鋼の使用により軽量化をねらう部品では、従来品と同じ弾性変形量を許容することを前提として、肉厚等を減少させた新しい設計が行われる。このような部品

では、結果的に従来品よりも高い応力を受けることになるので、ヤング率の向上分に見合った高強度化が必要となる。

TiB₂粒子を均一分散させるため、本開発鋼では粉末冶金法を用いる。とくに、高負荷を受ける部品については、信頼性の観点から焼結のまま使用することはできず、単純形状の焼結体ピレットを熱間鍛造や押出しで粗成形して高密度化することが必要である。したがって、このような部品製造工程における大幅なコストアップを避けるためにも、汎用設備で成形可能なレベルの熱間加工性を有することが不可欠である。

以上の点を鑑み本研究では、開発したTiB₂粒子強化型高剛性鋼を実部品へ展開するための基礎検討として、各種機械的特性と熱間加工性を評価した^{5,6)}。

2. 実験方法

2.1 供試材の作製

TiB₂がFe-Cr系 α マトリックスと直接平衡することから、粉末冶金法でTiB₂粒子を複合化する手段として、TiB₂粉末を用いるPre-mix法とともに、Ti源粉末とB源粉末とを焼結中に反応させて粒子を形成するIn-situ法が利用できる。そこで両者を比較検討した。すなわち、SUS430相当(Fe-17Cr:合金組成はすべてmass%で表示)の水アトマイズ粉末(粒径:-45 μ m)を α マトリックス用原料として、前者ではTiB₂粉末(平均粒径:4 μ m)を用い、後者ではフェロチタン(Fe-43Ti)とフェロボロン(Fe-22B)の母合金を粉砕した各粉末(粒径:-45 μ m)を用いた。2つの方法によって得られる2種類の開発鋼を、それぞれPM材、IS材と呼ぶ。

上記の原料粉末をTiB₂が10~30 vol%になるよう配合したが、本開発鋼にはM₂B (M=Cr, Fe)相が形成されやすい⁴⁾ので、TiB₂粒子単独の影響を見るため、B濃度に対しTi濃度がやや過剰になるようフェロチタン粉末でTi濃度を調整した。全供試材について、配合比率と平均化学組成をTable 1に示す。フェロチタン粉末の量は、独自のFe-Cr-Ti-B系データベース(fctbkit.TDB)⁴⁾とThermo-Calcにより α +TiB₂の2相平衡組織となる必要最小量を求めて決定したものである。

混合はアルゴン雰囲気のアトライタ中で0.6~0.9 ks行った。次に、ウレタンゴム型に充填した混合粉末を冷間静水圧プレスにより圧力392 MPaで直径20 mm、長さ150 mmの丸棒状に成形した後、真空中で1473 Kに加熱し、3.6 ksの間焼結した。さらに緻密化と、塑性加工を与えることを目的に、1373 Kに加熱後ただちにロータリースエージを行い、直径10 mmまで熱間加工した。

2.2 組織観察

スエージしたPM材、IS材の長手方向断面を研磨後、25%硝酸-50%塩酸-グリセリン溶液にて腐食し、SEM(明石製SIGMA-V)での組織観察を行った。またTiB₂を含めすべての分散相や析出相を同定するため、抽出残渣のX線回折を行った。電解抽出液には、10%アセチルアセトンテトラメチルアンモニウムクロライド-メタノール溶液を用い、電解量は20~30 mgとした。

2.3 ヤング率評価

スエージ材の長手方向からワイヤカットにより切り出した幅3 mm、厚み4 mm、長さ28~33 mmの角棒を用いて、小型インストロン試験機での4点曲げ試験を行い、2ゲージアクティブ法に従ってヤング率を測定した。支点間距離は上を10 mm、下を20 mmとし、最大曲げ応力は2.4節に示す引張試験で見積った弾性限の1/2程度を目安に200~250 MPaとした。

2.4 摩耗試験

耐摩耗性試験は、対象部品に応じて相手材や条件を選択しなければならないが、今回は室温大気中で無潤滑のピンオンディスク試験により、以下に述べる比較材に対しての相対的な評価を行った。相手ディスクはS45C鋼焼鈍材で、すべり速度は0.2~0.8 m/s、面圧は0.5 MPa、すべり距離は2000 mとした。比較には、開発鋼の α マトリックスと同じFe-Cr系 α 単相鋼であるSUS430、および熱処理によりロックウェル硬さCスケールでそれぞれ58、61としたSUJ2鋼、SKD1鋼を用いた。

2.5 引張試験および回転曲げ疲労試験

引張強度特性は、スエージ材から機械加工により作製した中央部直径4 mm、チャック部直径8 mm、全長55 mm、ゲージ長さ14.8 mmの円柱試験片で評価した。このうち室温試験は、インストロン型材料試験機(島津製AUTOGRAPH)を使用して、クロスヘッド速度0.5 mm/min (5×

Table 1. Powder blending and nominal composition of Pre-mix and In-situ TiB₂-particle-reinforced high modulus steel (HMS).

	Powder Blending (wt%)				Nominal Composition (wt%)				TiB ₂ /Matrix Composition (vol%)/(wt%)
	TiB ₂	Fe-43Ti	Fe-22B	SUS430	Cr	Ti	B	Fe	
Pre-mix	6.22	5.15	-	Bal.	14.67	6.54	1.94	Bal.	10TiB ₂ /Fe-15.6Cr-2.4Ti
	12.98	7.97	-	Bal.	13.08	12.42	4.04	Bal.	20TiB ₂ /Fe-15.0Cr-4.0Ti
	20.37	10.75	-	Bal.	11.40	18.73	6.34	Bal.	30TiB ₂ /Fe-14.3Cr-5.9Ti
In-situ	-	14.96	8.88	Bal.	12.60	6.54	1.94	Bal.	10TiB ₂ /Fe-13.4Cr-2.4Ti
	-	28.43	18.53	Bal.	8.78	12.42	4.04	Bal.	20TiB ₂ /Fe-10.1Cr-4.0Ti
	-	42.86	29.07	Bal.	4.65	18.73	6.34	Bal.	30TiB ₂ /Fe- 5.8Cr-5.9Ti

10⁻⁴/s)一定で実施した。

疲労強度は、中央部直径5 mm、チャック部直径7.5 mm、全長60 mmの平滑円柱試験片について、小野式回転曲げ疲労試験機（島津製）により、室温・60 Hz (3600 rpm)で測定した。引張および疲労破面は、SEMを用いて観察した。

2・6 熱間加工性の評価

熱間加工性は、熱電対を溶着させた直径8 mm、長さ12 mmの円柱試験片を、熱間加工再現装置（富士電波工機製 THERMECMASTOR-Z）中で自由据込みすることにより評価した。歪み速度は10⁻²/s一定に制御し、1173~1473Kでの変形抵抗として、同装置のデータ処理プログラムで真応力の最大値を計算した。また、ボロンナイトライド (BN)を塗布したモリブデン板により試験片端面を潤滑した場合と、円周溝付き窒化硅素台座によって端面を拘束した場合につき、10⁻²/s、1273Kでの限界据込み率を求めた。便宜上、試験片側面に長さ1 mm程度のごく微細な割れが

発生した据込み率を、限界据込み率として表した。

さらに、TiB₂量が20 vol%のPM材については別途、直径30 mm、長さ40 mmのブランクを作製し、試験用金型（アルタン型）での鍛造品試作を行った。すなわち、黒鉛系潤滑剤を塗布したブランクをAr雰囲気炉で1373Kに加熱し、直ちに423Kに予熱した金型にセットして、ダブルボス形状に鍛造した。用いたプレスは最大能力250tのメカニカルプレス（アマノ製）で、加工速度はおよそ10¹/sであった。

3. 実験結果および考察

3・1 組織

PM材、IS材の各ステージ材について、SEMの反射電子像で観察した組織をFig.1(a)~(f)に示す。TiB₂粒子は、その平均原子量がαマトリックスのそれと比べてはるかに小

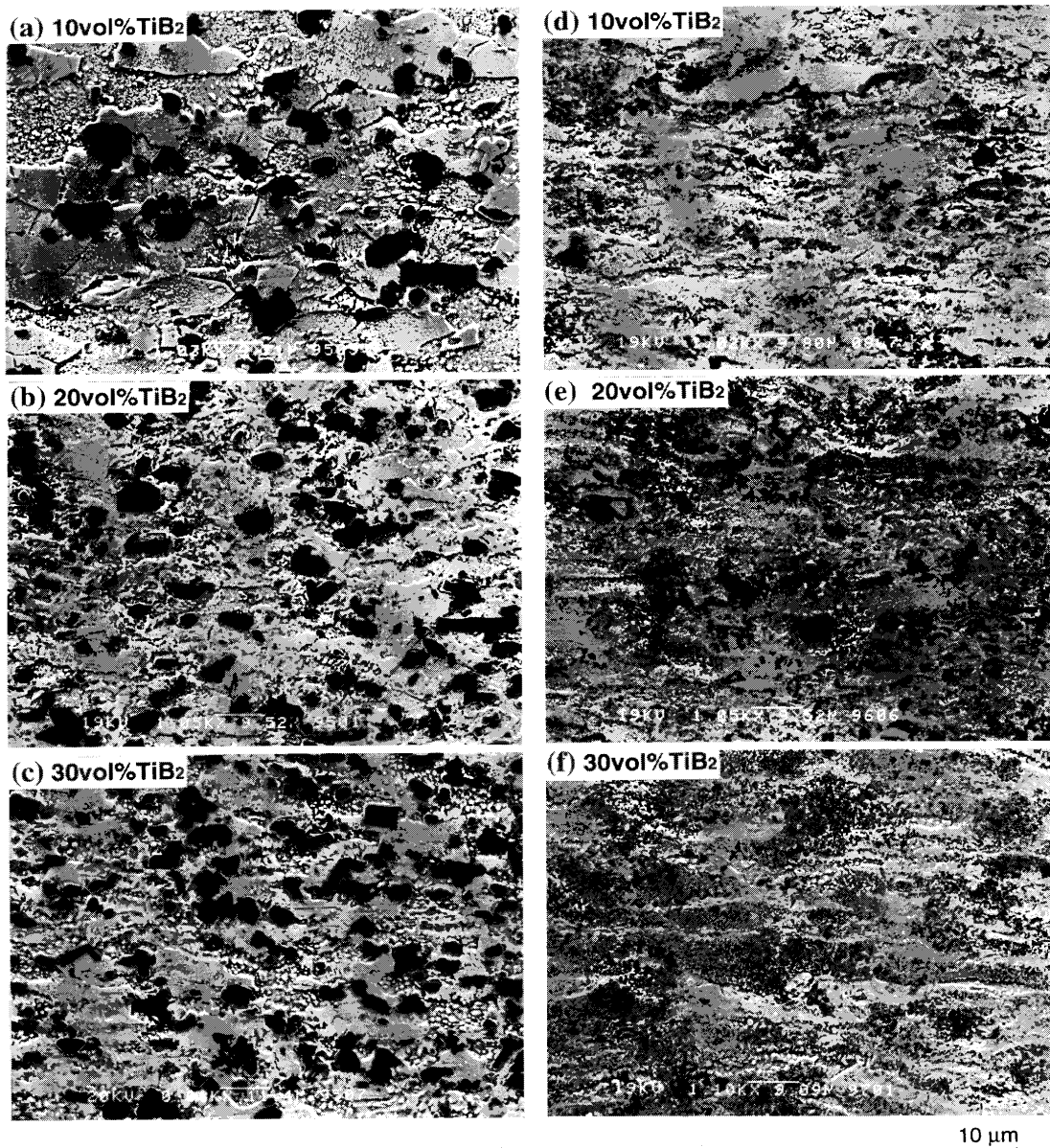


Fig. 1. Reflected electron images for longitudinal microstructures of (a)–(c) *Pre-mix* and (d)–(f) *In-situ* HMS.

さいので、反射電子像では黒色に見える。まず、PM材(a)~(c)のTiB₂粒子の大きさはおよそ2~8 μmで、原料として用いたTiB₂粉末の粒度にほぼ等しい。すなわちTiB₂は、焼結やスエージにおける加熱によって粗大化し難いと考えられる。また粒子の分散状態は必ずしも均一ではないが、最大量の30 vol%においても粒子どうしの凝集、接触はほとんど見られない。

一方、IS材の組織(d)~(f)においては、PM材に比べ著しく微細なTiB₂粒子が形成されており、複数視野で撮影した写真をもとに測定した粒径はおよそ0.2~0.8 μmであった。すなわち、フェロチタン粉末とフェロボロン粉末との反応により、市販TiB₂粉末を配合するよりも約1桁微細な粒子をαマトリックス中に複合化することができた。ただし、その分散状態はPM材よりも不均一で、粒子の密な部分が長手方向にそって層状に分布する傾向がある。

これらのスエージ材から抽出した残渣のX線回折結果として、TiB₂量が20 vol%のPM材についての例をFig. 2に示す。本抽出ではPM材、IS材のいずれも、またTiB₂量にかかわらず、TiB₂の強いピークとTi₂O₃と思われるごく弱いピークが認められたのみであった。したがって、意図したようにM₂B (M=Cr, Fe)相は形成されておらず、マトリックスはほぼα単相であると判断した。

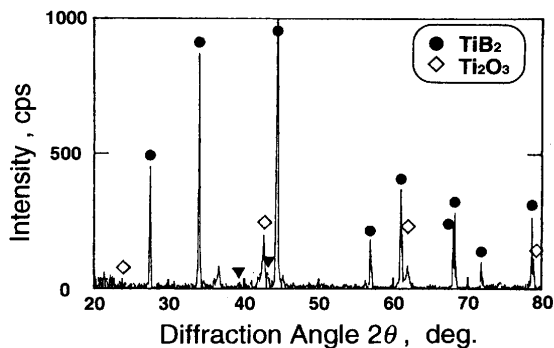


Fig. 2. Diffraction profile for extracted residue from Pre-mix HMS (20 vol%TiB₂).

3・2 ヤング率

Fig. 3に、4点曲げ試験で求めたヤング率をTiB₂量に対して示す。ヤング率は、全体的な傾向として、TiB₂量の増加にともない増大する傾向を示し、TiB₂量が30 vol%ではPM材で289 GPa、IS材で293 GPaに達する。TiB₂量が小さいときにはIS材のヤング率がPM材を上回っており、この理由として、PM材よりも不均一なIS材中の粒子分布が関与している可能性がある。すなわち、スエージ加工により層状に分布した粒子が、αマトリックスの再結晶組織をやや配向させて長手方向のヤング率を増加させたとすれば、TiB₂量が小さいときにその影響が全体のヤング率に現れたものと解釈できる。今後、マトリックスの配向に関しては詳細な解析が必要である。

3・3 硬さと耐摩耗性

一般に硬質粒子を分散させた金属材料では、相手材から受ける接触荷重を粒子が集中的に支持し、金属マトリックスと相手材との密着度合いおよび摩擦を低減することによって耐摩耗性を向上させる⁷⁾。ところが室温無潤滑の試験では、例えば高すべり速度になると金属マトリックスの塑性流動によって粒子が荷重を支持できなくなり、摩耗量が急に増大することがある⁸⁾。したがって、本実験のような相対比較を行う場合には、試験条件の選定が重要である。

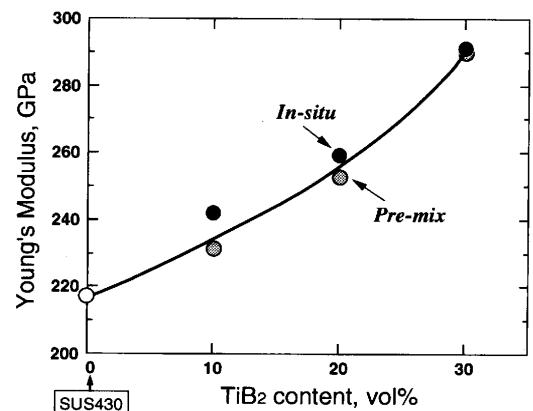


Fig. 3. Young's modulus in 4-point bending tests.

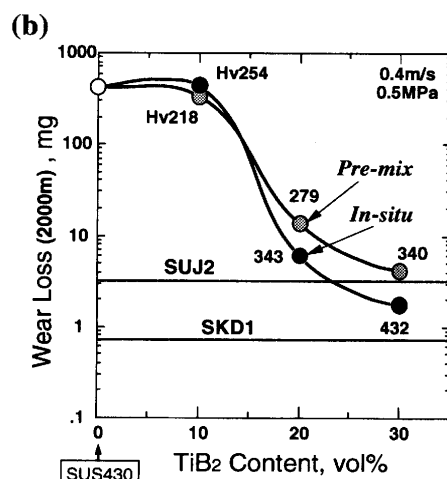
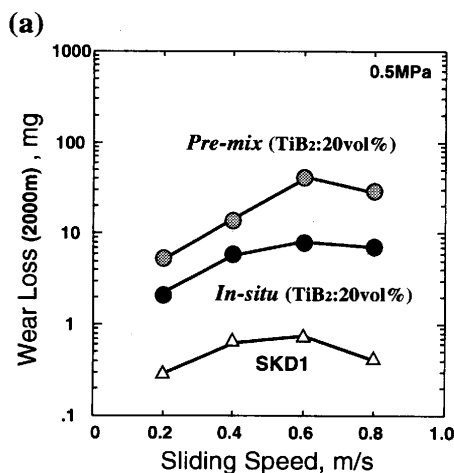


Fig. 4. Change in wear loss with (a) sliding speed and with (b) TiB₂ content in pin-on-disk wear tests.

Fig. 4(a)は、開発鋼のピンオンディスク試験における、すべり速度とピン摩耗量との関係である。図はTiB₂量が20 vol%のPM材とIS材、およびSKD1鋼について示したが、いずれもピン摩耗量の変化は類似している。そこで、本実験条件の範囲内では開発鋼の摩耗挙動は比較鋼と基本的に同じであり、相対比較を有意なものとした。Fig. 4(b)は、すべり速度0.4 m/sでのピン摩耗量をTiB₂量に対してプロットしたもので、それぞれの平均硬さとともに示した。図から、開発鋼ではTiB₂量が20 vol%以上で耐摩耗性が優れており、30 vol%ではSUJ鋼と同等のピン摩耗量であることが分かる。さらに同じTiB₂量で比較すると、PM材よりもIS材の方が平均硬さが高く、ピン摩耗量がやや小さい。

粒子分散型の金属基複合材料(MMC)では、粒子サイズが微細な方が平均硬さが高く、また粒子の欠損が起りにくい、粒子間隔が小さいので金属マトリックスが相手材と密着しにくい、などの理由で耐摩耗性に優れることが知られている⁹⁻¹¹⁾。本開発鋼でもこの傾向に一致していることから、PM材とIS材との差は、TiB₂粒子がより微細なことが主要因であると推察される。

3・4 強度特性

3・4・1 引張強度特性

Table 2に室温引張試験の結果を示す。0.2%耐力($\sigma_{0.2}$)および引張破断強さ(σ_B)は、TiB₂量の増加にともなって増大する。また、3・2節のヤング率の測定結果とは対照的に、これら強度特性にはPM材/IS材の組織の影響が明確に現われており、より微細なTiB₂粒子が複合化されたIS材の

Table 2. Tensile properties at the room temperature of *Pre-mix* and *In-situ* HMS.

TiB ₂ (vol.%)	0.2% Proof Stress (MPa)		Tensile Strength (MPa)		Elongation (%)	
	Pre-mix	In-situ	Pre-mix	In-situ	Pre-mix	In-situ
10	412	565	625	873	15.6	10.5
20	479	776	712	1007	8.2	2.6
30	554	1107	788	1119	5.1	0.7

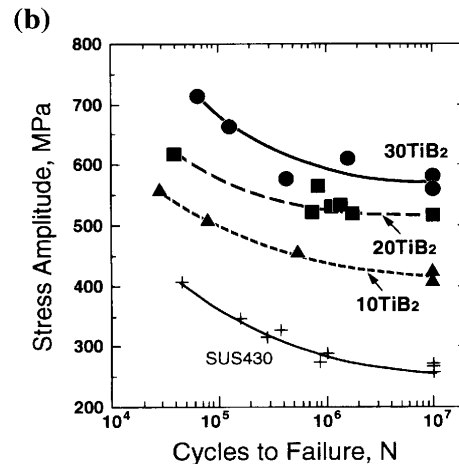
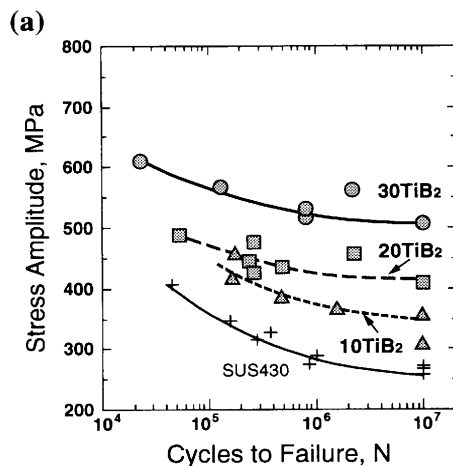


Fig. 6. S-N curves in rotating-bending fatigue test on (a) *Pre-mix* and (b) *In-situ* HMS.

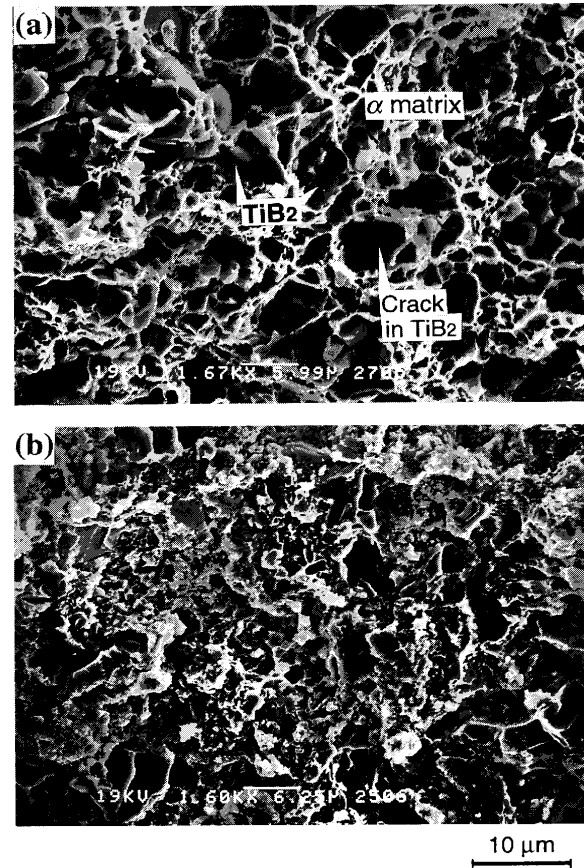


Fig. 5. Secondary electron images for the tensile fracture surface of (a) *Pre-mix* and (b) *In-situ* HMS (20 vol%TiB₂).

強度は、PM材に比べて著しく高い。一方、伸びはPM材の方が大きく、SiC粒子分散型アルミ合金基MMC(SiCp/Al-MMC)などの良く知られたMMCに比べると^{12,13)}、20 vol%以上の粒子が複合化された場合でも比較的高い延性を有する。

Fig. 5(a)および(b)に、TiB₂量が20 vol%のPM材、IS材の代表的な引張破面を二次電子像でそれぞれ示す。IS材の破面ではTiB₂粒子を判別することが困難であるが、少なくともPM材ではTiB₂粒子がディンプル模様の α マトリックスの中に埋め込まれていることが分かる。粒子の脱落や

ルアウトは認められず、また引張による割れが見られることから、TiB₂粒子が応力の一部を担い強度向上に寄与したと推察される。

3.4.2 疲労強度特性

Fig. 6(a)および(b)に、それぞれPM材、IS材の回転曲げ疲労試験結果をS-N線図で示す。10⁴~10⁷サイクルの範囲でTiB₂量が多くなるほど疲労強度が高く、10⁷回疲労耐久限はTiB₂量が30 vol%のとき500~600 MPaで、これはSUS430鋼の約2倍に相当する。また、IS材はPM材に比べて疲労強度が高く、同じ粒子量で疲労耐久限を比較すると50~100 MPa高い。

SiCp/Al-MMCでは、同じT6処理を施したマトリックス合金と比べると静的強度は高いが、疲労耐久限などの動的強度特性は粒子複合化による明確な効果が認められない場合が多い^{14,15}。また、TiC粒子分散型チタン合金基MMC (TiC/Ti-MMC)でも、亀裂発生抵抗に支配される高サイクル疲労では疲労強度が全く向上しないことが報告されている¹⁶。原因はいずれも、粒子複合化によって亀裂の発生起点が新たに導入されたことにあり、それは例えば粒子が凝集した製造欠陥であったり、金属マトリックスと反応して脆化した粒子そのものや界面であったりする。これらの亀裂発生の要因は、粒子量が多くなるほど増加すると考えられる。

Fig. 7(a)および(b)に、PM材とIS材の代表的な疲労破面 (TiB₂量：30 vol%，10⁶回以上の高サイクル試験後)を二次電子像でそれぞれ示す。回転曲げ疲労のため、破壊はいずれも試験片の最表面 (写真上部)から起こり、欠陥や粒子との明確な関連は認められない。本観察結果に加え、疲労強度が少なくとも30 vol%までTiB₂量の増加に応じて向上することから、開発鋼では粒子複合化により亀裂発生が促進されることはないと推察される。この理由としては、アトライタの利用により粒子凝集欠陥を防止したとともに、TiB₂がαマトリックス中で熱力学に安定でかつFeを固溶しにくいいため、粒子そのものやマトリックスとの界面が変質しないことが挙げられる。

3.4.3 ヤング率と強度特性との関係

複合化された高ヤング率粒子と金属マトリックスとが外部応力に対して等しい歪みを生じると仮定すれば、それぞれのヤング率に応じて外部応力を分担することになり、マトリックスに作用する応力は見かけ上減少する。したがってMMCの変形には通常より高い応力が必要となり、ヤング率が増大するとともに、マトリックスの強度が不変であればこれに比例して弾性限界や疲労耐久限が向上する¹⁶。

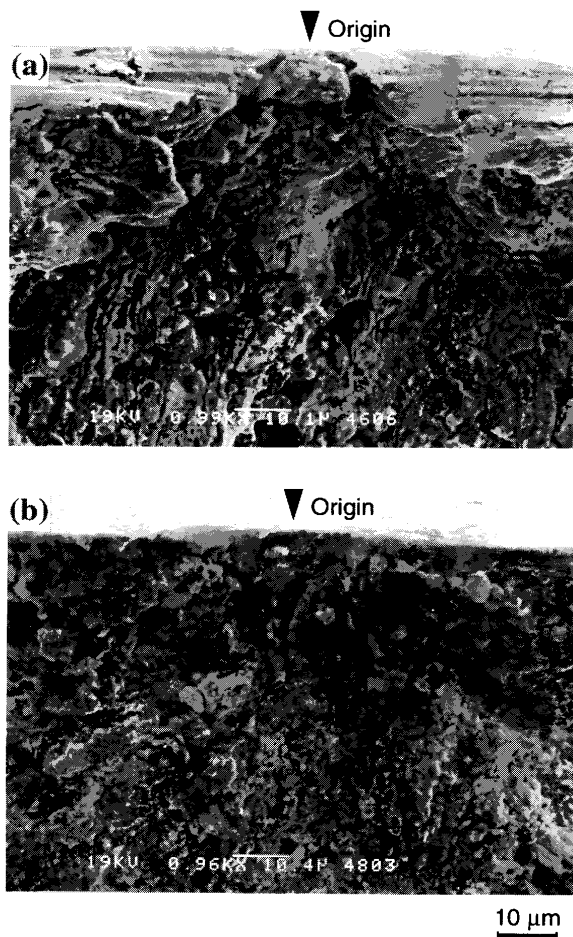


Fig. 7. Secondary electron images for the origins of fatigue fracture surface of (a) Pre-mix and (b) In-situ HMS (20 vol%TiB₂).

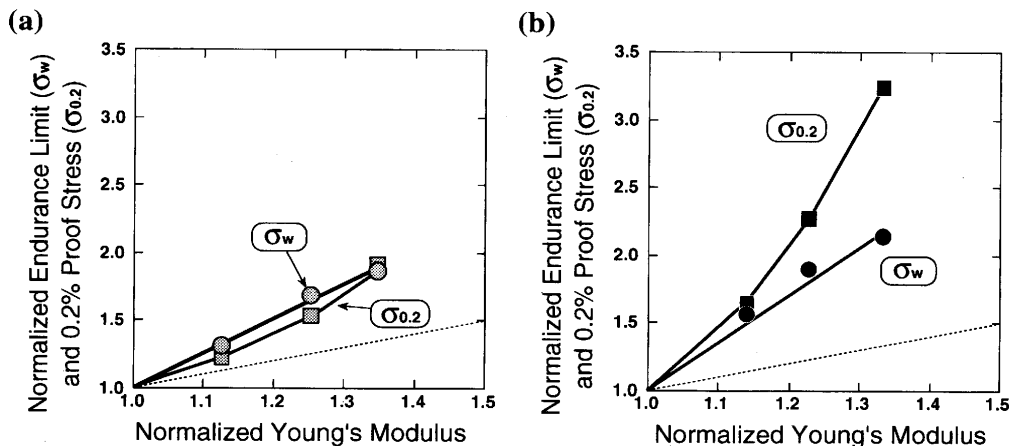


Fig. 8. Relationship between normalized Young's modulus and mechanical strength of (a) Pre-mix and (b) In-situ HMS.

Fig. 8(a), (b)はこの観点から、SUS430を基準にとったときの各特性の増加率を比較したものである。これから明らかのように、PM材、IS材のいずれにおいても、0.2%耐力および疲労耐久限の増加率はヤング率のそれを大きく上回っている。

この結果から、開発鋼では α マトリックスがSUS430よりも高強度化している可能性が高いと思われる。金属マトリックスが強化される機構としては、例えばTiB₂粒子を複合化したTi-Al合金で、①粒子の粒界移動抑制による結晶粒の微細化、②粒子からの異種元素拡散による固溶・析出強化などが指摘されている¹⁷⁾。本開発鋼に関しても、Fig. 1に見られるように、粒子複合化による α マトリックスの結晶粒微細化が認められる。ただし、マトリックスの強度増加のみでFig. 7の結果を説明することは、とくにIS材の場合あまりに不十分であり、さらに粒子サイズおよび分散状態と応力分布との関連に踏み込んだ解析が必要と思われる。

3・5 熱間加工性

Fig. 9(a)および(b)に、それぞれPM材、IS材の変形抵抗を示す。IS材の変形抵抗はPM材に比べやや大きい、両者とも高温では大きく低下する。とくに1273K以上では変

形抵抗は100MPa以下で、S45C鋼焼鈍材と同等の値となっている。

Fig.10(a)および(b)に、それぞれPM材、IS材の1273Kにおける限界据込み率を示す。PM材、IS材のいずれもTiB₂量の増加にともなって限界据込み率が低下し、また溝付き窒化硅素台座によって端面を拘束した場合、IS材の方がPM材より限界据込み率がやや低い。しかしながら、BN潤滑によって両者はほぼ同等となり、70%程度の据込みであればTiB₂量が30 vol%まで割れは発生しない。

Fig.11に、TiB₂量が20 vol%のPM材をブランクとするダブルボス型鍛造品の外観(a)、ならびに相対密度90%以上の純鉄粉焼結体のそれ(b)を示す。開発鋼の鍛造品は、つば状の逃げ部に見られる微小な割れを除外すれば鍛造性が良好であり、素材流れや表面性状についても鉄粉焼結体とほぼ同等である。この結果から、TiB₂量がより多いPM材やIS材の焼結体についても、前述の熱間加工性を考慮して適切な型設計や温度・潤滑条件を設定することにより、汎用設備による部品成形が可能と期待できる。

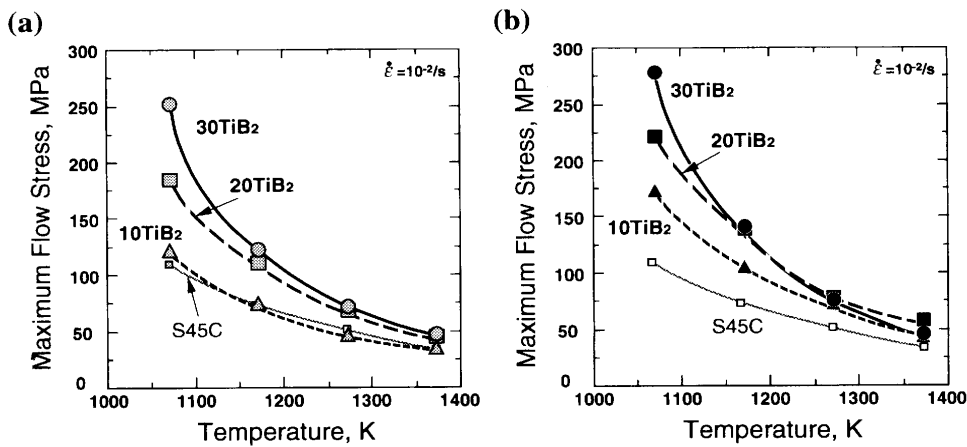


Fig. 9. Maximum flow stress in hot upsetting tests on (a) *Pre-mix* and (b) *In-situ* HMS.

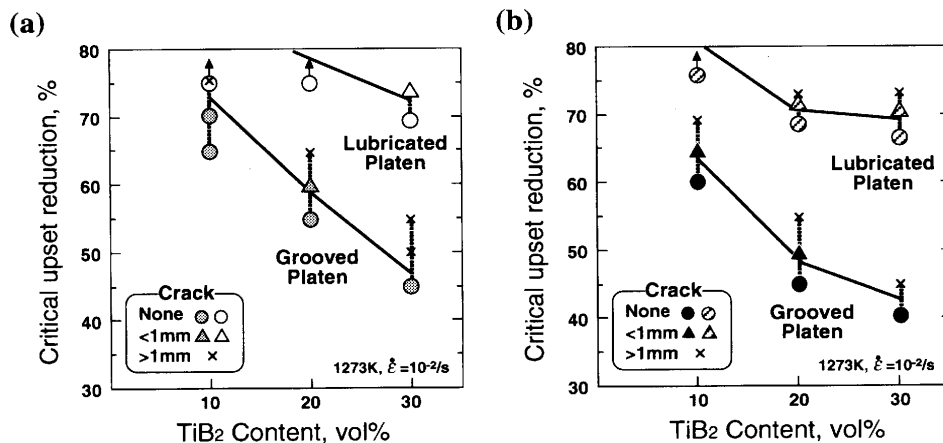


Fig. 10. Critical reduction in hot upsetting tests on (a) *Pre-mix* and (b) *In-situ* HMS.

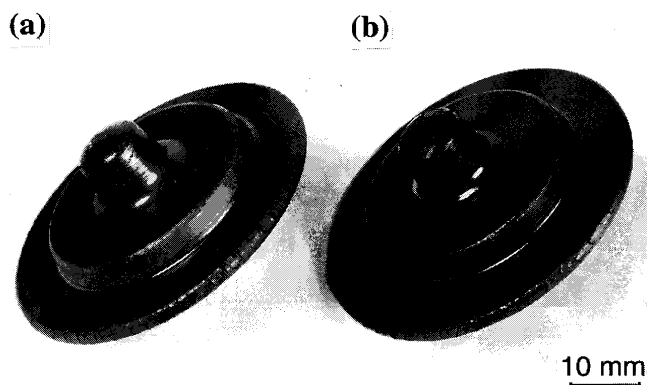


Fig. 11. Appearance of double-boss-shaped forged products using sintered preforms of (a) *Pre-mix* HMS (20 vol%TiB₂) and (b) pure iron powders.

4. 結言

(1) Fe-Cr系 α マトリックスにTiB₂粒子を複合化した開発鋼のヤング率は、粒子量の増加にともなって増大する。

(2) 0.2%耐力・引張強度・疲労強度についても、粒子量が多くなるほど増大する。とくにフェロアロイ粉末の反応焼結により作製したIS材では、TiB₂粉末を用いたPM材に比べ、強度特性の増大が著しい。

(3) 開発鋼の焼結体は、熱間鍛造により割れを発生さ

せることなしに部品成形が可能な程度の熱間加工性を有する。

文 献

- 1) 山本祐義, 阿佐部和孝, 西口 勝: 材料とプロセス, 7 (1994), 651.
- 2) 山本祐義, 阿佐部和孝, 西口 勝, 前原泰裕: 鉄と鋼, 82 (1996), 771.
- 3) A.P.Miodownik: Private communication.
- 4) 田中浩司, 大島 正, 斎藤 卓: 鉄と鋼, 84 (1998), 586.
- 5) 田中浩司, 大島 正, 斎藤 卓: 材料とプロセス, 9 (1996), 487.
- 6) K.Tanaka, T.Oshima and T.Saito: Synthesis/Processing of Lightweight Metallic Materials II, ed. by C. M. Ward-Close *et al.*, TMS, Warrendale, (1997), 333.
- 7) 高橋 涉: 金属, 67 (1997), 64.
- 8) 古田忠彦, 斎藤 卓, 山口登士也: 材料とプロセス, 6 (1993), 618.
- 9) T.Z.Kattamis and T.Suganuma: Mater. Sci. Eng., A128 (1990), 241.
- 10) S.Skolianos, T.Z.Kattamis, M.C.Chen, and B.V.Chambers: Mater. Sci. Eng., A183 (1994), 195.
- 11) C.A.Caracostas, W.A.Chiou, M.E.Fine, and H.S.Cheng: Metall. Mater. Trans. A, 28A (1997), 491.
- 12) N.C.Beck Tan, R.M.Aikin, Jr., and R.M.Briber: Metall. Mater. Trans. A, 25A (1994), 2461.
- 13) D.Zhao, F.R.Tuler, and D.J. Lloyd: Acta Metall. Mater., 42 (1994), 2525.
- 14) S.V.Nail, J.K.Tein, and R.C.Bates: Int. Met. Rev., 20 (1985), 275.
- 15) 竹内勝治: 軽金属溶接, 27 (1989), 326.
- 16) T.Furuta and T.Saito: P/M in Aerospace, Defense and Demanding Applications, ed. by F.H.Froes, MPIF, Princeton, (1995), 173.
- 17) S.L.Kampe, P.Sadler, L.Christodoulou, and D.E.Larsen: Metall. Mater. Trans. A, 25A (1994), 2181.