

Ni 基超耐熱合金粉末の超塑性ウォーム ダイ・パック鍛造

鳥阪 泰憲*・加藤 正人*²・宮川 松男*³

Superplastic Warm-die and Pack Forging of Nickel-base Superalloy Powder

Yasunori TORISAKA, Masahito KATO and Matsuo MIYAGAWA

Synopsis:

In the Gatorizing process, extrusion is needed to obtain a fine recrystallized structure. Because of the bottle-neck of the extrusion, however, a largesized disks have not yet been formed. Therefore, it is desirable to develop a new work processing excluding extrusion and applicable to form large disks. In the present study, it was discussed whether the application of superplastic warm-die and pack forging to Ni-base superalloy Mod. IN-100 atomized powder is appropriate or not. Namely, billets, which were a cylindrical case made of carbon steel or austenitic stainless steel and packed with the powder, were heated to 1100°C and then superplastically forged at a strain rate of $1.8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ using dies made of Inconel 713C and pre-heated at about 600°C. A desirable forming was performed using a thick walled case made of austenitic stainless steel.

Key words: gatorizing process; extrusion; powder superplastic warm-die and pack forging; nickel-base superalloy; Mod. IN-100; atomized powder.

1. 緒 言

航空・宇宙，原子力などの分野では，高温強度の優れた金属材料が切望されている。しかしながら，いくら優れた特性を持つ材料を創製しても，所要の形状に成形加工ができなければ本当に材料を開発したことにはならない。現在，Ni 基超耐熱難加工材の成形法としては，唯一超塑性を利用した恒温鍛造法があるに過ぎない。この鍛造は，米国 Pratt & Whitney 社が Ni 基超耐熱合金 IN-100 のタービンディスク用に開発したもので，Gatorizing 法¹⁾と呼ばれ，特許申請がなされている²⁾。この方法は，金型を被加工材と同じ温度に保持しながら鍛造するもので，従来の鑄造材を加工可能にしたという意味で，その歴史的意義は非常に大きいとされている。

そこで，著者らは上記恒温鍛造法に代わる新しい成形加工法を開発し，「超塑性ウォームダイ・パック (SWAP) 鍛造法」と命名³⁾し，国内⁴⁾および米国⁵⁾，英国⁶⁾に特許を申請した。

一般に，Gatorizing 法の対象となる Ni 基超耐熱合金

IN-100 の超塑性発現温度は 1050~1100°C と高く，かつその変形速度は 10^{-3} s^{-1} 台と非常に遅い。SWAP 鍛造は，この IN-100 の超塑性発現速度を 10^{-2} s^{-1} 台と 10 倍も速めるといった材質の改善を行うことが，最大の鍵となっている。更に，鍛造時における IN-100 の保温を恒温ではなく，

(1) 金型材を約 600°C 付近まで加熱しておく。

(2) IN-100 を S35C でバックし，鍛造時の温度低下を防ぐ。

の二重対策により，通常の鍛造装置で IN-100 の鍛造を可能にしたものである。

しかしながら，一般に，Gatorizing 法および上記 SWAP 鍛造は結晶粒微細化のための予加工として，押し出しを必要とするため，この押し出しがネックとなつて，大型の形状が得られない。現在のところ，製品としての最大は直径で約 400 mm であるのが実状である。したがって，現在の応用はジェット戦闘機に限られる。すなわち，ジャンボ旅客機などに適用できるくらい的大型なディスクを製造しようとしても，これに応えられる大き

昭和 63 年 1 月 11 日受付 (Received Jan. 11, 1988)

* 工業技術院機械技術研究所 工博 (Mechanical Engineering Laboratory, Agency of Industrial Science and Technology, 1-2 Namiki Tsukuba 305)

*² 工業技術院機械技術研究所 (Mechanical Engineering Laboratory, Agency of Industrial Science and Technology)

*³ 元長岡技術科学大学 工博 (Formerly The Technological University of Nagaoka)

な押し設備がほとんどないのである。

あえて、ディスクの大型化を図るには、①押しおよび鍛造を行わないで、熱間等方圧プレス（以下、HIP）材またはホットプレス（以下、HOP）材そのものを最終製品とする、②HIP または HOP の後鍛造する、の二つが考えられる。前者では、変形量が少ないため、焼結時、粉末界面に炭化物（Prior Particle Boundary を略して、一般に、PPB と呼ばれる）が生じ、低サイクル疲労特性が著しく低下する。この PPB の粉碎のためには、やはり押しあるいは鍛造などによる塑性変形が必要である。後者では、焼結時、結晶粒が粗大化するため、超塑性発現のためのひずみ速度が 10^{-4} s^{-1} 台⁷⁾ と、従来に比べ 10 倍も遅くなる。したがって、作業効率が極端に低下することになる。すなわち、現況ではディスクの大型化は不可能である。そこで、押し不要の新たな加工プロセスが強く望まれることになる。

一般に、Ni 基超耐熱合金のアトマイズ粉末の組織は非常に微細である⁸⁾。したがって、粉末自体が超塑性を有することは容易に想像できる。しかしながら、粉末自体を引張ることはできない。また、粉末を固化しても、焼結時その組織が粗大化するため、これを引張つても意味がない。現状では、粉末自体が超塑性を有すると仮定せざるを得ない。

本研究では、この仮定を認めた上で、粉末自体に粉末超塑性ウォームダイ・パック鍛造（Powder Superplastic Warm-Die and Pack 鍛造の略をとって、以下 P-SWAP 鍛造と略記する）を適用することの可否（特許出願中⁹⁾¹⁰⁾）を検討したものである。すなわち、粉末そのものを何らかの材料でパックし、これを SWAP 鍛造するのである。

具体的には、鍛造中、

A) 粉末自体の有する超塑性を、粉末の変形および粉末同士の拡散接合に利用する、

B) 粉末の固化を、粉末よりは温度の低いパック材の大きな静水圧によつて、可能とする、

C) 焼結時、粉末界面に析出する炭化物、すなわち PPB を大きな塑性変形によつて粉碎する、の 3 点を一気に可能にするため、SWAP 鍛造を Ni 基超耐熱合金の粉末自体に適用して、HIP、HOP 更には

押し不要の加工プロセスの可否を検討したものである。

2. 実験試料

Table 1 に示す米国 Homogeneous Metals 社製の -325 mesh Mod. IN-100 アトマイズ粉末を S35C および SUS304 で封入し、鍛造時の被加工材とした。この被加工材は、Fig. 1 に示すように、パック材に 4 mm 厚の S35C を用いたもの（以下 S4 材）、4 mm 厚の SUS304 を用いたもの（以下、SUS4 材）、10 mm 厚の S35C を用いたもの（以下、S10 材）、10 mm 厚の SUS304 を用いたもの（以下、SUS10 材）、の 4 種類とした。図中、EB は Electron Beam 溶接の略である。

なお、粉末の充填率はすべて 50~60% であつた。

3. 実験方法

鍛造装置は、先の報告³⁾で示したように、ドーナツ型電気炉（雰囲気は大気中）を Ni 基合金 Inconel 713C を金型材としたダイセットに組み込んだものである。そして、これを 200 t 万能材料試験機のクロスヘッドとベッド間にセットした。

鍛造方法は、あらかじめ金型を本電気炉の最高許容温度である約 600°C 付近まで加熱保持しておき、Fig. 1

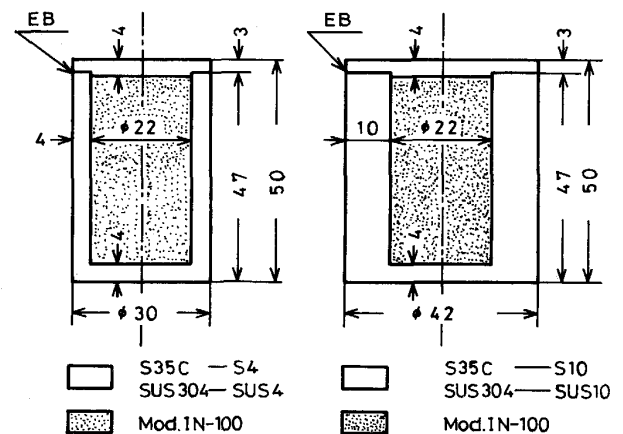


Fig. 1. Size of billet packed in S35C and SUS304 capsule for powder superplastic warm-die and pack (P-SWAP) forging. EB means the electron beam welding.

Table 1. Chemical composition of Mod. IN-100 atomized powder (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Co	Ti	Al
Mod. IN-100 P/M	0.063	<0.05	<0.008	<0.005	<0.003	<0.002	Bal.	12.43	3.40	18.36	4.27	4.84
Material	Nb	Hf	Zr	B	W	Fe	V	Cd+Ta	Pb	Bi	O	N
Mod. IN-100 P/M	—	—	0.053	0.023	0.03	0.088	0.650	<0.02	<0.1(ppm)	<0.2(ppm)	103(ppm)	23(ppm)

で示した4種類の被加工材を別の電気炉で1100°C × 10 min 保持後、ただちに(2~3 s)前記金型間にこれを装入し(装入後の被加工材の中心温度はおよそ1050°Cであつた)、0.95~0.96 mms⁻¹のベッド移動速度で鍛造した。その場合、試料の潤滑にはガラス系潤滑剤(アチソン(株)製 DG 347M)を用い、上下面、側面とも約1 mm厚さに塗布した。また、金型の潤滑も試料と同じ潤滑材を用い、1 mm厚さとした。

なお、顕微鏡による組織観察には、マーブル液(CuSO₄ 4g, HCl 20 ml, H₂O 50 ml)を用いた。

4. 実験結果

4.1 微細組織粉末材の P-SWAP 鍛造

Fig. 2 および Fig. 3 は P-SWAP 鍛造後の断面のスケッチ図をそれぞれ示したもので、前者はパック材に S35C を、後者は SUS 304 を用いた場合である。(図中、斜線部はパック材を、空白部および点状部は目視観察による粉末の固化領域および未固化領域をそれぞれ示す。)また、Fig. 5 は Fig. 2 の、Fig. 6 および Fig. 7 は Fig. 3 における鍛造後のビッカース硬さを、固化領域の中心線および表面近傍について Fig. 4 に示す位置

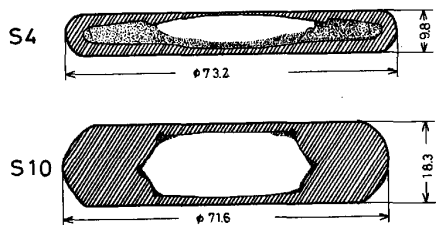


Fig. 2. Cross sections after P-SWAP forging using S35C capsule, S4 and S10.

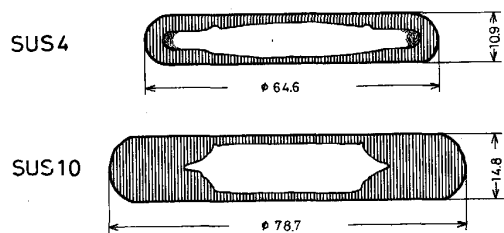


Fig. 3. Cross sections after P-SWAP forging using SUS304 capsule, SUS4 and SUS10.

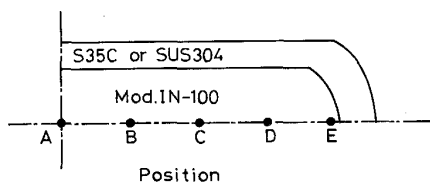


Fig. 4. Positions of vickers hardness test.

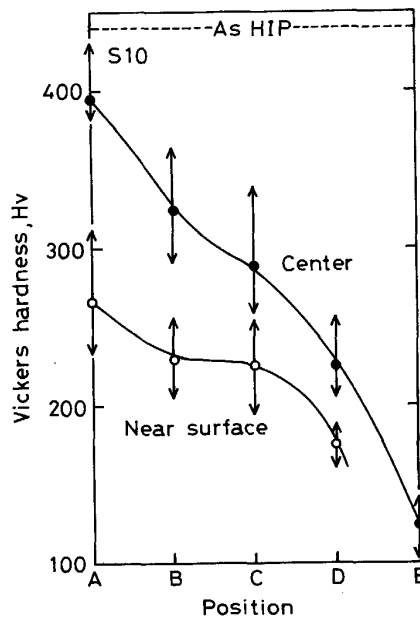


Fig. 5. Distribution of vickers hardness after P-SWAP forging using S35C capsule, S10.

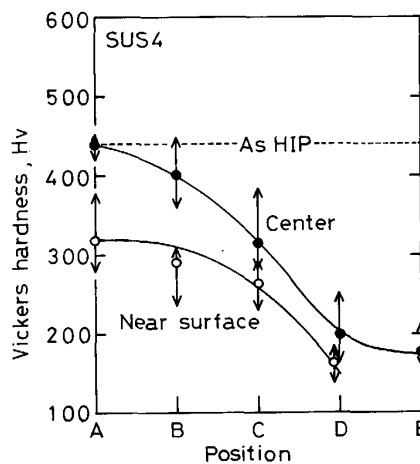


Fig. 6. Distribution of vickers hardness after P-SWAP forging using SUS304 capsule, SUS4.

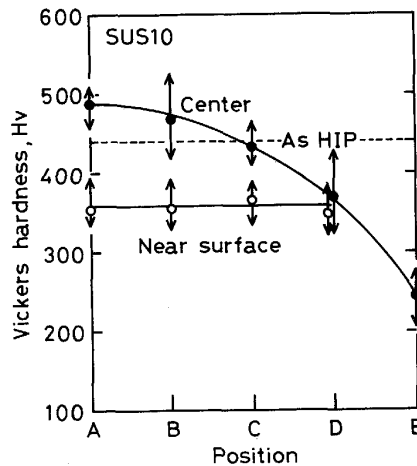


Fig. 7. Distribution of vickers hardness after P-SWAP forging using SUS304 capsule, SUS10.

(A, B, C, D, E は等間隔)でそれぞれ測定したものである。図中, As HIP は後述する Fig. 11 の結果(加工度0%の●印)を示す。なお, Fig. 2 の S4 材はあまりにも空洞が多く, 硬さ測定は全く不可能であった。

パック材に S35C を用いた場合, Fig. 5 に示したように, たとえパック厚さを S10 材の 10 mm まで増しても, HIP 材に比べ, 硬さは著しく低い。S35C の厚さを 10 mm から更に増せばよいのであるが, これは鍛造後のパック材の除去という面から, 現実的でない。しかし, SUS 304 のパック材では, Fig. 6 に示したように, パック厚さが少ないときは不十分であるが, パック厚さを 10 mm と大きくすると (Fig. 7), 半分以上の領域で硬さが As HIP 材を上回るようになる。

Fig. 8 および Fig. 9 は, SUS 304 パック材の, 鍛造

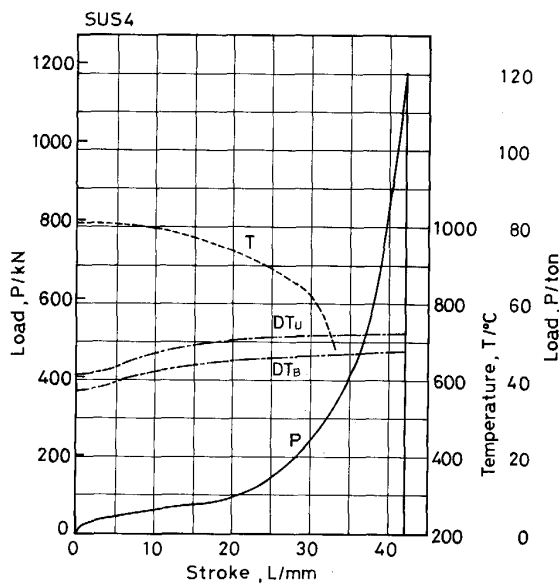


Fig. 8. Load versus stroke diagram when P-SWAP forged using SUS304 capsule, SUS4.

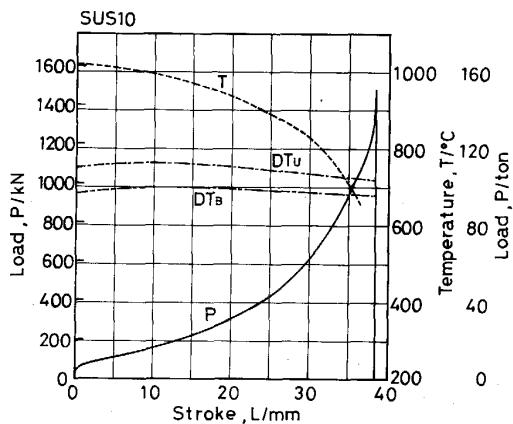


Fig. 9. Load versus stroke diagram when P-SWAP forged using SUS304 capsule, SUS10.

中における荷重-変位曲線および温度変化を示したものである。Fig. 8 はパック厚さの薄い SUS4 材の, Fig. 9 はパック厚さの厚い SUS 10 材の結果である。なお, 図中の破線は非接触温度計で測定した被加工材の側面温度を, DT_B , DT_U は熱電対で測定した下部金型および上部金型の内部温度の変化を示したものである。両図において, ストロークが 30 mm を超えるまで被加工材の側面温度は金型温度より高温に保たれていることがわかる。

4.2 粗大組織粉末材の P-SWAP 鍛造

次に, 粉末自身の組織を粗大化したときの P-SWAP 鍛造の結果について述べる。すなわち, S4 材を用い, 粉末の充填率を上げるため, 約 0.5 の鍛造比で鍛造を行った後, 粉末の組織を粗大化する目的で, 種々の温度 (950°C から 1150°C まで, 50°C 間隔) で, 23 h の焼結 (冷却は空冷) を施して, P-SWAP 鍛造に供したものである。その結果, すべての材料にマクロ的な大きな空洞が見られ, また硬さ測定は全く不可能であった。そこで, これらの材料の空洞を除去するため, 1250°C で 5 h の焼なまし (冷却は空冷) を行い, 硬さ測定を行った。結果を Fig. 10 に示す。この図については, 5.1 で考察する。

5. 考 察

予備実験より, 1100°C×91 MPa×1 h の HIP 処理材

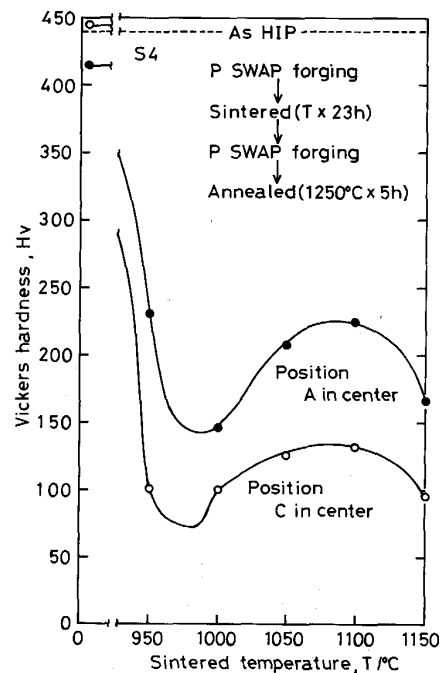


Fig. 10. Distribution of vickers hardness after sintering, P-SWAP forging and annealing using S35C capsule, S4.

は完全な真密度を持つ材料であつた。そして、その硬さは HV=440 であつた。また、この HIP 材を種々の温度および加工度で加工し、再結晶させると、硬さは HV = 410 ~ 440 の範囲で変化した¹¹⁾。そこで、以後 P-SWAP 鍛造後、HV=410 以上の得られる領域はすべて真密度であると仮定する。したがつて、本論文の主旨は全領域が HV=410 を上回るような加工プロセスはどのようなものかを提言することになる。

5・1 粗大組織粉末材の P-SWAP 鍛造

Fig. 10 より、Mod. IN-100 の超塑性域、すなわち 1 050~1 100°C⁷⁾ での焼結では、かなり硬さが改善されるが、全体に硬さは非常に低い。組織粗大化のための中間熱処理を行わないで、いきなり 1 250°C×5 h の焼なましを行つた S4 材に比し、極端に硬さが低下することがわかる。また目視観察でも小さな空洞が数多く見られた。

以上から、粉末鍛造を行う場合、粉末の組織は極力微細であらねばならないことがわかる。

5・2 微細組織粉末材の P-SWAP 鍛造

Photo. 1 および Photo. 2 は SUS 304 のバック、す

なわちそれぞれ SUS4, SUS10 材を使つた P-SWAP 鍛造後の断面の Center 部の光顕観察を示したものである。写真の中に若干の黒い部分が見られるが、これは空洞ではなく、粉末界面が強くエッチングされたためである。この部分は硬さ測定でも完全なひし形が得られ、空洞に起因する直接の曲がりとは全く見られなかつた。しかし、Photo. 1 の E 点では、右側の焦点が合っていないことからわかるように、大きな空洞が見られた。この

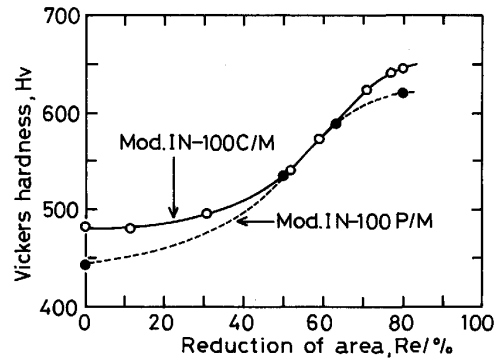


Fig. 11. Relation between rolling reduction and vickers hardness of Mod. IN-100 C/M and P/M.

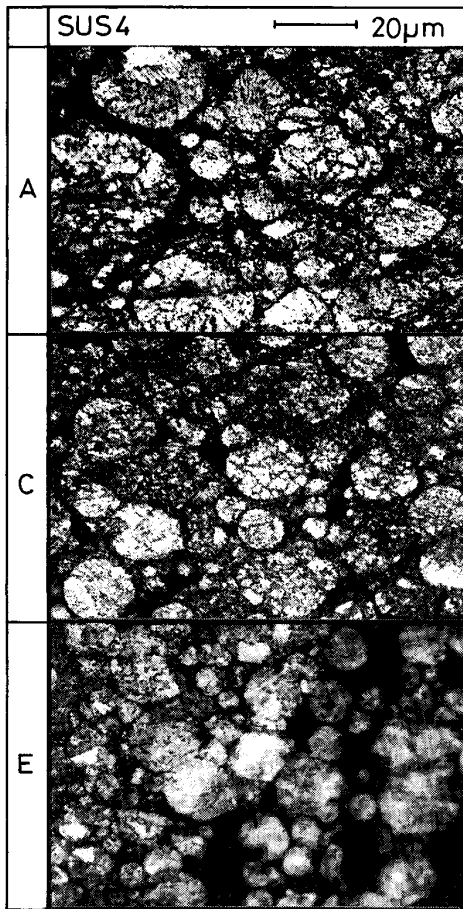


Photo. 1. Optical microstructures after P-SWAP forging using SUS304 capsule, SUS4.

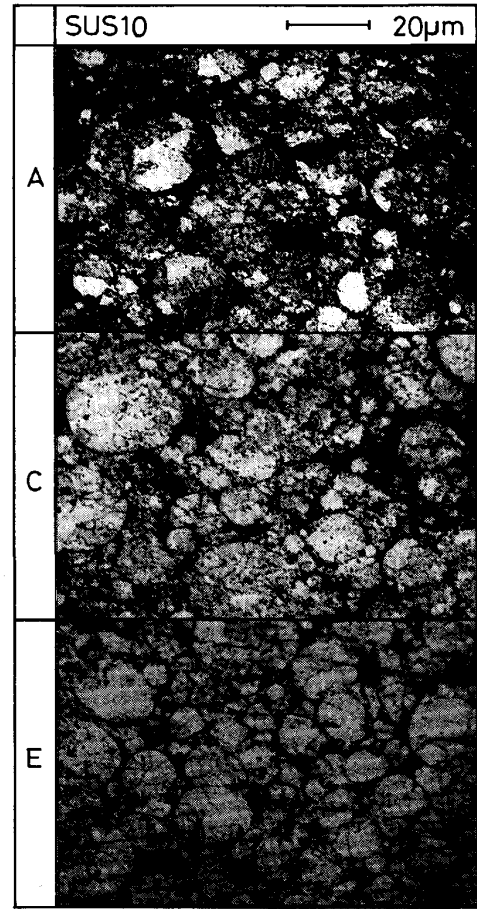


Photo. 2. Optical microstructures after P-SWAP forging using SUS304 capsule, SUS10.

空洞は Fig. 6 に示したように、著しい硬さの低下となつて現れる。

SUS10 材の Center 部の鍛造軸近傍の領域 (Photo. 2A) では、粉末が塑性変形を受けている。そこで、硬さに及ぼす塑性変形量の影響を Fig. 11 に示すことにした。図中、C/M は溶製材の、P/M は HIP による粉末焼結材の略である。前者はメルティングストックを $1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$ 保持後水冷 (溶体化処理) し、種々の圧下率で 880°C 温間圧延を行つたもので、後者は先に述べたように、 $1100^{\circ}\text{C} \times 91\text{MPa} \times 1\text{h}$ の HIP 処理後、種々の圧下率で 850°C 温間圧延を行つたものである。図から、硬さがわずかでも上昇するということは、C/M、P/M 材ともに非常に大きな塑性変形を受けたことを意味することがわかる。例えば、Fig. 7 および Fig. 11 から、Photo. 2A の領域は約 35% の圧下率に相当する塑性変形量を受けていることになる。この大きな塑性変形が PPB の粉碎に必要なのである。

Photo. 3 (A) は、SUS10 材を 1196 kN まで P-SWAP 鍛造し (Fig. 9 に示した 1490 kN の場合と、硬さや組織の傾向がほとんど同じであつたため、鍛造装置の安全性から 1196 kN としたものである。)、Fig. 4 で示した A 点 (Center) から採取した試料に、溶体化処理あるいは結晶粒粗大化熱処理 ($1220^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}/\text{AC}$)、安定化処理 ($1080^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}/\text{AC} \rightarrow 843^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}/\text{AC} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}/\text{AC}$) を施した後の組織を示したものである。写真中の小さな黒い部分は γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) で

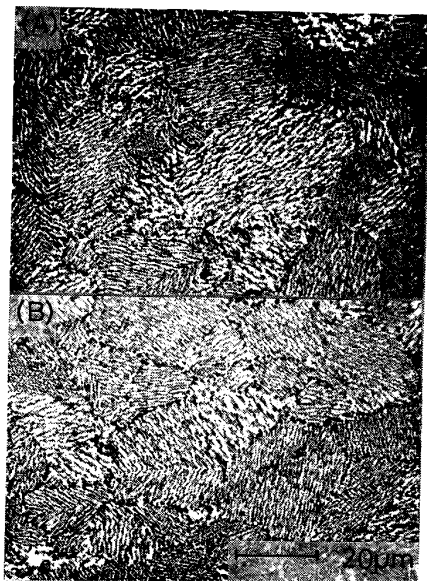
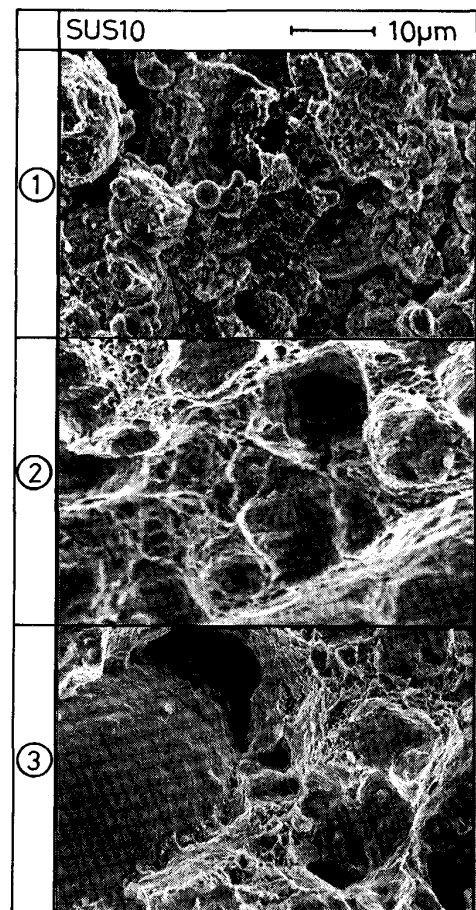


Photo. 3. Optical microstructures after P-SWAP forging and heat treatment of $1220^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}/\text{AC} \rightarrow 1080^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}/\text{AC} \rightarrow 843^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}/\text{AC} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}/\text{AC}$.

ある。結晶粒の中で規則正しい方向性をもつて、均一に分散しているのがわかる。そして、PPB は完全な繊維状態ではないが、ある程度粉碎されている。すなわち、SUS10 材の Center 部の鍛造軸近傍の領域では、鍛造途中、固化が完全に終了し、その後の鍛造で大きな塑性変形を受けたため、PPB はある程度粉碎されたのである。

そこで、SUS10 材を P-SWAP 鍛造 (最終鍛造荷重は 1196 kN) し、種々の熱処理を施した後、このピレットから直径 3.5 mm、標準長さ 10 mm の試験片を 2 本切り出し、 760°C 、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度で引張試験を行つた。熱処理条件は、熱処理なし (組織は Photo. 2, 以下, ①材)、 $1220^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}/\text{AC}$ (結晶粒径は約 $15 \mu\text{m}^3$, 以下, ②材) および先に述べた $1220^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}/\text{AC} \rightarrow 1080^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}/\text{AC} \rightarrow 843^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}/\text{AC} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}/\text{AC}$ (組織は Photo. 3 (A), 硬さは全領域で $\text{HV} = 443 \sim 463$, 以下, ③材) の 3 種類である。なお、比較材として、



①: No annealed ②: Annealed ($1220^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}/\text{AC}$)
③: Annealed ($1220^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}/\text{AC} \rightarrow 1080^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}/\text{AC} \rightarrow 843^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}/\text{AC} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}/\text{AC}$)

Photo. 4. Microfractographs after tension test at 760°C and strain rate of 10^{-3} s^{-1} using P-SWAP forged SUS10 billet packed in SUS304.

As HIP 材 (HIP 条件は先に述べたとおり, 以下, ④材) も併記する¹⁰⁾. 結果は, ①材が引張強さで 246 MPa, 全伸びで 0%, ②材が 667 MPa, 4%, ③材が 801 MPa, 7%, ④材が 1190 MPa, 7%, であつた.

予想どおり, ①~③材とも強度が④材に比べて非常に低い. これは試験片のつかみ部近傍に空洞が残つていたため, この空洞部分で破断したためである. Photo. 4 は破断部の走査電顕写真である. 光顕観察ではよく確認されなかつた空洞がかなり残つていたことがわかる. 現に, 破断箇所は①~③材ともつかみ部の肩部であつた. そして, この部分は, Fig. 7 で示した Center での硬さが HV=410 を下回る位置, すなわち C, D 点の間に大体一致した. したがつて, SUS10 材の全領域を HV \geq 410 にするには, もう少し耐力の大きなパック材を選定するか, あるいはパック厚さをもう少し厚くするとかの工夫が必要であると思われる. 詳細については後述する.

鍛造途中, 全領域で粉末の固化が生じ, この固化領域での硬さが HV=410 を超えておれば, その後の変形は, SWAP 鍛造と全く同様となる³⁾. したがつて, P-SWAP 鍛造をより効率よく適用するには, すなわち, 鍛造荷重をより下げるには, 固化の終了前, つまり側面温度が急激に低下する付近で, いったん鍛造を停止し, 被加工材を再加熱し直して SWAP 鍛造を行う, すなわち 2 段鍛造を行うことが望ましいと思われる. Photo. 3 の (B) は, この 2 段鍛造を行い, (A) と同じ熱処理を施した後の光顕観察の結果を示したもので, (A) と何ら大差のないことがわかる. 更に, 同じ変形量に対する鍛造荷重は (A) の 1196 kN に比べて, およそ 235 kN 程度減少した.

逆に, 全領域が HV \leq 410 ならば, 空洞を伴つたまま固化が部分的に終了したことになり, その後鍛造を続けると, 固化領域では塑性変形が開始するため, Fig. 12

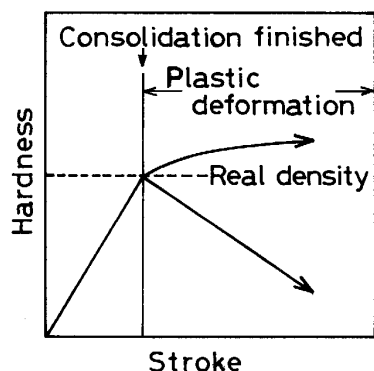


Fig. 12. Schematic variations of hardness in region of consolidation and plastic deformation.

に示すように, この空洞が更に大きくなつて, 硬さが固化終了時よりも著しく小さくなる. しかし, 固化の終了していない端部の領域では, 1050°C における恒温パック鍛造ならば固化の進展とともに硬さが増大する (予備実験より確認済み) ことになるが, P-SWAP 鍛造では被加工材の温度低下のため, 固化の進展は恒温鍛造に比べてはるかに小さい. したがつて, 鍛造後の各領域における硬さ分布のばらつきは小さくなる. Fig. 13 は S10 材を用い, 最終鍛造荷重を 1176 kN とし, 以上のことを示したものである. Fig. 5 (最終鍛造荷重は 441 kN) と比較すれば, 硬さが全般に低下し, 各領域での硬さのばらつきが小さくなつていくことがわかる.

なお, Fig. 5, Fig. 6 および Fig. 7 は, 若干の誤差はあるが, Center 部の鍛造軸近傍での固化が完全に終了し, まだ塑性変形域に入っていないと思われる付近, すなわち上記領域で硬さが最大となる付近で鍛造を停止したものである.

5.3 P-SWAP 鍛造の最適化

次に, 鍛造初期, すなわち 1050°C におけるパック材の耐力を求めた. S35C は直径 30 mm, 高さ 50 mm の S35C そのものを 1050°C, 0.91 mm s⁻¹ の恒温鍛造により, SUS304 は 1050°C, ひずみ速度 1.8 \times 10⁻² s⁻¹ の引張試験によつて求めた. その結果, S35C の耐力は, 16.5 MPa で, SUS304 は, 52 MPa であつた. 固化前の粉末部分の変形荷重は 0 と仮定し, 上記データをパック材のリング断面積に乗することにより, 鍛造初期における 0.2% ひずみでの鍛造荷重を求めると, S4 材は 5.4 kN, S10 材は 17 kN, SUS4 材は 16.6 kN, SUS10 材は 52.2 kN となつて, S10 材と SUS4 材の鍛造荷重は等しいことがわかる. なお, Fig. 8 および Fig. 9 から求めた 0.2% ひずみでの鍛造荷重は, SUS4 材が 17.2 kN, SUS10 材が 53 kN となり, 上記結果に大体一致した. 充填されている粉末の強度に比較してパック

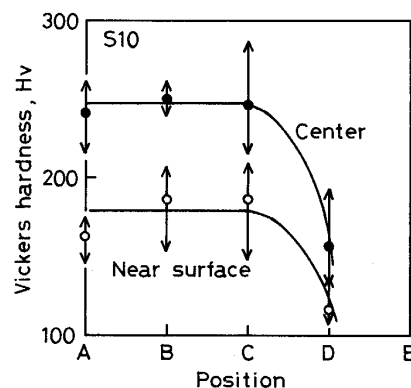


Fig. 13. Distribution of vickers hardness after P-SWAP forging using S35C capsule, S10.

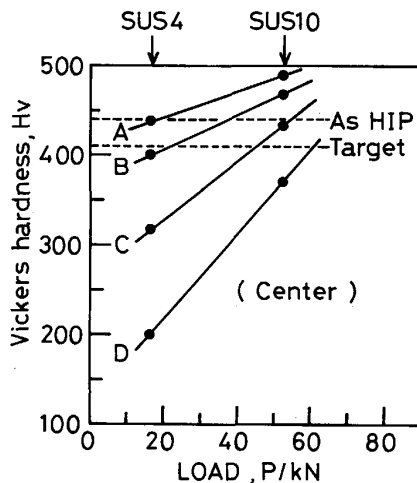


Fig. 14. Forging pressure needed to consolidate in all region.

材の強度が十分高ければ、粉末は静水圧効果の利点を受ける。そして、静水圧は鍛造荷重に比例することから、バック材に S35C を使った S10 材と SUS304 を使った SUS4 材が静水圧効果という点では同等ということが予想される。現に、Fig. 5 と Fig. 6 で示したように、両者の硬さの傾向はほとんど一致している。したがって、S35C パックで SUS304 パックの SUS10 材と同様の効果を持たせようとするれば、バック厚さを 20.6 mm にする必要がある。しかしながら、これは先の理由から非現実的である。バック材の厚さは少なければ少ないほどよいのである。

Fig. 14 は横軸に鍛造荷重をとり、縦軸に SUS4 材および SUS10 材の Fig. 4 で示した A ~ D 点（ただし、表面ではなく、中心部）における硬さをとって、全領域が $HV=410$ を超えるようにするのに要する 0.2% ひずみでの鍛造荷重の値を予想したものである。図から、約 60 kN 以上が必要と思われる。このことは、以下のことを意味する。

A) パック厚さを 10 mm にすれば、 1050°C において 60 MPa 以上の耐力を有する材料をバック材にする必要がある。

また逆に、

B) パック材料を SUS304 にすれば、11 mm 以上のバック厚さを必要とする。

以上から、HIP 材では、組織が粗大化するのに対して、上記 A) および B) を満足するバック材を使った P-SWAP 鍛造では、組織は微細なままで、完全に全領

域の固化が終了し、更に鍛造を続けると、PPB が粉碎されるということである。このことは、P-SWAP 鍛造材がそのまま最終製品になること、および HIP, HOP, 押し出し不要の予加工材として使用できることを意味している。

6. 結 言

Mod. IN-100 粉末材そのものに P-SWAP 鍛造を適用することにより、以下の諸点を明らかにした。

- (1) 粉末の組織は極力微細でなくてはならない。
- (2) P-SWAP 鍛造をより効率よく適用するには、すなわち、鍛造荷重をより下げるには、固化の終了前、つまり側面温度が急激に低下する付近で、いつたん鍛造を停止し、被加工材を再加熱し直して SWAP 鍛造を行う、すなわち 2 段鍛造を行うことが望ましい。
- (3) 鍛造途中および鍛造終了時の硬さを比較して、鍛造途中の方が大きければ、真密度は得られていない。したがって、バック材の強度、厚さに工夫が必要である。
- (4) 本実験の範囲内では、粉末材の全領域が $HV=410$ を超えるようにするのに要する鍛造荷重は、 1050°C 、0.2% ひずみにおいて約 60 kN 以上である。
- (5) (4) を満足するには、バック厚さを 10 mm にすれば、 1050°C において 60 MPa 以上の耐力を有する材料をバック材にする必要がある。
- (6) (4) を満足するには、バック材料を SUS304 にすれば、11 mm 以上のバック厚さを必要とする。
- (7) (4) を満足する P-SWAP 鍛造では、鍛造途中、固化が完全に終了し、その後の鍛造で大きな塑性変形を受けるため、PPB は粉碎される。

文 献

- 1) Technical Report, AFML-TR-80, ADA 053614 (1977), p. 95 [Pratt & Whitney Aircraft Group]
- 2) 米国特許番号 359503 (1970 年 7 月 7 日)
- 3) 鳥阪泰憲, 加藤正仁, 宮川松男: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 899
- 4) 日本国特許願 274105 (1985 年 12 月 5 日), 出願公開番号 134130 (1987 年)
- 5) 米国特許番号 938468 (1986 年 12 月 5 日)
- 6) 英国特許番号 8629180 (1986 年 12 月 5 日)
- 7) 鳥阪泰憲, 宮川松男: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 116
- 8) 滝川 博: 第 3 回次世代産業基盤技術シンポジウム, 金属・複合材料技術予稿集 (1985 年 10 月, 11 月), p. 199
- 9) 日本国特許願 12851 (1987 年 1 月 22 日)
- 10) 仏国特許番号 8704411 (1987 年 3 月 30 日)
- 11) 鳥阪泰憲, 中沢克紀, 宮川松男: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1351