

# 大型低圧タービンローター用鋼のオーステナイト結晶粒の成長に及ぼす鍛造後の保持時間の影響

勝亦 正昭\*・堀 廣巳\*・宮川 睦啓\*<sup>2</sup>

Effect of Holding Time after Forging on Grain Growth of Austenite in Steel for Large Scale Low Pressure Turbine Rotor

Masaaki KATSUMATA, Hiromi HORI and Mutsuhiro MIYAGAWA

**Synopsis :** Austenite grains in the core of large scale turbine rotor forgings are refined by repeating annealing treatments after forging in order to improve the ability of detection of flaw by ultra sonic wave. The treatments, however, require high cost and long time. The grain growth behavior of austenite during holding at high temperature following hot deformation was investigated using hot deformation simulator to achieve refinement in austenite grain by controlling hot forging.

Austenite grain markedly grew to about 4mm during holding for 5000s at 1250°C after a small amount of deformation of 5% at 1250°C. In the specimens in which extremely large austenite grains were formed, deformed austenite recrystallized statically by bulging mechanism and there were many grain boundaries with unstable triple point in recrystallized austenite before grain growth. On the other hand, only a few grain boundaries with unstable triple point were observed in samples deformed at more than 10%. Since a small strain is applied to forgings at the last stage of forging, it appears extreme grain growth occurs. There is a possibility that extreme grain growth can be prevented by accumulating strain to more than 8%, which can be achieved by forging with a period within 30s between deformations at a certain position.

**Key words :** turbine rotor ; low alloy steel ; forging ; austenite ; grain size ; recrystallization ; grain growth ; triple point of grain boundary ; bulging mechanism.

## 1. 緒言

近年、原子力発電の増加とともにタービンローターは大型化の一途をたどり、現在では500t鋼塊による200t超級の低圧タービンローター軸が製造されている<sup>1)</sup>。

鍛造ままの大型タービンローター軸は軸芯部においてオーステナイト( $\gamma$ )粒が粗大化しており、超音波探傷時に超音波の透過性が悪くなり、欠陥を検出しにくくなる<sup>2)</sup>。そのため、打ち上げ焼鈍により、 $\gamma$ を細粒化しているが<sup>3)</sup>、Ni含有量が多い低圧タービンローター軸用鋼は細粒化が困難で<sup>3)</sup>、打ち上げ焼鈍の繰り返しが必要となる。また、粗大 $\gamma$ 粒は靱性を劣化させるので、靱性向上のために焼入れ焼もどし処理を繰り返すことも多い。これらの熱処理には多大の時間と費用を必要とするので、鍛造工程中にできるだけ $\gamma$ を細粒化することが好ましい。

これまでに熱間加工中の $\gamma$ の再結晶による細粒化が鋼板の制御圧延の研究を通じて行われている<sup>4)</sup>。しかし、大型鍛鋼品の鍛造においては、圧延と異なり、全鍛造工程にわたって高加工が困難なことや軸芯部の温度低下が期待できない

ことなどにより、鍛造中の $\gamma$ の細粒化を困難にしている。さらに、鍛造に長時間を要し、表面温度の低下を補償するため、加熱が数回繰り返されることなども、圧延と大きく異なり、 $\gamma$ の再結晶挙動を複雑にしている。これまでに、大型鍛鋼品の熱処理による細粒化の研究<sup>5)6)</sup>は多いが、鍛造中の $\gamma$ の再結晶挙動や細粒化の研究<sup>7)</sup>は少ない。

そこで、本研究では、大型タービンローター軸の軸芯部の鍛造工程に相当する温度、歪、歪速度における $\gamma$ の再結晶挙動及びその細粒化挙動を調査した。特に、 $\gamma$ の粒成長が起こりやすいといわれている軽加工後の高温保持中の粒成長について検討した。

## 2. 実験方法

### 2・1 軸芯部の鍛造中の歪及び温度の推定方法

大型タービンローター軸で結晶粒の粗大化が問題となるのは軸芯部であるため、軸芯部における鍛造中の歪を把握する必要がある。特に、大型タービンローター軸の鍛造の最終工程近くでは形状を整えるため、軽圧下が行われる。

平成7年2月2日受付 平成7年4月24日受理 (Received on Feb.2, 1995; Accepted on Apr. 24, 1995)

\* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675)

\* 2 (株)神戸製鋼所高砂鋳鍛鋼工場 (Steel Casting & Forging Plant, Takasago, Kobe Steel, Ltd.)

軽圧下により $\gamma$ 結晶粒が粗大化することはよく知られている<sup>8)</sup>ので、鍛造時の軽圧下により、軸芯部においては加工が加わるのかどうか、加わってればどれくらいかを知る必要がある。

鍛造中における大型タービンローター軸の軸芯部の歪量を推定するために、鋼の熱間加工をよく再現するといわれているプラスチックによる圧縮試験<sup>9)</sup>を行った。市販のプラスチックを真空土煉機を用いて直径40mm、長さ50mmに成形した。これを幅20mm、長さ50mmの上、下金型で、室温にて径方向に圧縮した。鋼材の熱間鍛造での剪断摩擦係数(約1)に近づけるため、潤滑材として炭酸カルシウムを用いた。プラスチックの直径と金型の幅、長さは実際の大型タービンローター軸の直径と実金型の軸、長さとはほぼ相似の関係とした。軸芯部の歪は端面にけがいた4mm間隔のますめ長さの変化から計算した。

直径2mのタービンローター軸の各位置における鍛造中の温度変化を、2次元の差分計算により求めた。鍛造中に被加工材が金型と接触している時間は、全鍛造時間に比べて短いため、冷却は放冷で近似した。計算は表面部の温度変化を実測値に近くなるように、熱伝達率を変化させた。用いた定数は、比熱628J/(kg・K)、密度7830kg/m<sup>3</sup>、熱伝導率26.7J/s・m・K、温度伝導率5.44×10<sup>-6</sup>m<sup>2</sup>/sである。これらの定数は本実験に用いた鋼と類似の鋼種で得られ、 $\gamma$ 域での温度依存性は小さいので一定値とした<sup>10)</sup>。

2・2 供試鋼及び加工熱処理実験方法

供試鋼(化学成分:0.29%C-0.12%Si-0.33%Mn-3.75%Ni-1.75%Cr-0.41%Mo-0.12%V)は420t鋼塊から作製した200t低圧タービンローター胴部軸芯の最先端から切りだした。

実際のローター軸の鍛造は、大型鋼塊を高温のまま直接加熱炉へ入れ、加熱—鍛造の繰り返して所定の形状に成形される。1サイクルの加熱—鍛造においても、素材のある位置に注目すると繰り返しの鍛造となる。鍛造条件は加熱温度約1250°C、歪及び歪速度は鍛造工程の各段階で異なり、それぞれ1~33%(1回の圧下率)及び10<sup>-2</sup>~10<sup>-5</sup>s<sup>-1</sup>の範囲にある。次章で述べる軸芯部の歪解析や温度解析の結果を参考にして、主に1250°C—10min加熱後、圧下率5~60%の1段圧縮加工を行い、再結晶挙動を調査した。特に、 $\gamma$ 粒の粗大化と関連が深いと考えられる実際の鍛造工程の終段サイクルの圧下率である5~10%の範囲を詳細に検討した。歪速度も実際の鍛造工程の終段のそれである10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>で行った。また、実際の鍛造工程においては、加工間時間が圧延に比較して長い上に、再加熱処理が繰り返されるので、加工後1250°C(後述の温度計算から鍛造中の軸芯部の温度降下は少なかったため加熱温度と同じとした)で種々の時間保

持した。

実際の鍛造においては、円柱状の鋼塊を軸方向の先端から後端に向かって、順次圧縮加工し、その後、円周方向に90°回転させ、また先端から後端に向け圧縮が繰り返されることが多い。したがって、同じ場所が再び加工されるには、ある程度の時間が必要となる。この時間は鋼塊の大きさや鍛造の手順等により変化するが、一般的な大型鋼塊の鍛造においてはおおむね100s程度である。そこで、1250°C—10min加熱後、4段及び8段の圧縮加工を加工温度1250°C、歪速度10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>で行い、応力—歪曲線及び結晶粒径の変化を調査した。応力—歪曲線の調査には、加工間時間を4s及び100sとし、各段の圧下率を5%とした4段加工を行った。4段加工による結晶粒径の調査では、加工間時間100sとし、圧下率を実際の鍛造の圧下率が次第に低下することから、1段目を10%、ついで5%、2%とし、4段目の圧下率は2、8、15%と変化させ、歪の影響を調査した。また、加工間時間を4s及び30sとし、各段の圧下率を2%とした8段加工を行い、結晶粒径を調査した。結晶粒径は、加工後、4段加工材で3000s及び5000s保持後、8段加工材で最長3600s保持後測定した。

上述の加工実験は、直径8mm、長さ12mmの形状に機械加工した供試材を用い、加工フォーマスターで行った<sup>1)</sup>。

加工熱処理実験後、水冷された供試材の中心部を研磨し、表面活性剤を含むピクリン酸水溶液で腐食し、旧 $\gamma$ 粒界を現出させた。 $\gamma$ 粒径(D)は光学顕微鏡で、線分法により平均粒切片を求め、これより換算<sup>11)</sup>した。Dは(1)式に示すよう圧延方向及びそれと直角方向で求めた粒径の相乗平均で表示した。

$$D = \{ (4 L_T \cdot L_Y) / (\pi n_T \cdot n_Y) \}^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、L<sub>T</sub>、L<sub>Y</sub>:圧縮方向及び圧縮方向と直角方向の測定長、n<sub>T</sub>、n<sub>Y</sub>:L<sub>T</sub>中及びL<sub>Y</sub>中の粒界の数である。

3. 実験結果と考察

3・1 軸芯部の鍛造中の歪量の推定

Table 1にプラスチックの実験より求めた圧下方向と平行及び直角方向の軸芯部の歪とこれから計算した軸芯部の相当歪を示す。圧下歪0.016~0.13(圧下率1.6~12%)の

Table 1. True strain at core using plasticin.

|  |        |        |       |
|--|--------|--------|-------|
| Compressive strain                         | -0.016 | -0.092 | -0.13 |
| Strain parallel to compressive direction   | 0.028  | 0.10   | 0.18  |
| Strain transverse to compressive direction | -0.010 | -0.11  | -0.30 |
| Equivalent strain                          | 0.040  | 0.13   | 0.26  |

† 圧縮試験時の試験片のバリリングを防止するため、台座及び治具をセラミック単体でなく中間にモリブデンをはさんだ複合体とし、試験片の温度分布の均一化を図った。

範囲において、軸芯部の相当歪は圧下時の歪より約1.5~2.5倍大きくなり、圧下時の歪が0.016と非常に小さいときでも、軸芯部の相当歪は0.04となった。これは圧下方向と直角方向の歪が大きくなることによる。

本研究では端面における相当歪を求めたが、内部（端面から十分中に入ったところ）では軸方向の歪が端面より小さくなり、相当歪は端面より内部のほうが大きくなる傾向にある<sup>12)</sup>。また、実際の鍛造では鍛造材の径方向に温度差が生ずる（次節参照）。表面部と軸芯部で約500°Cの温度差がある場合、温度差のない場合と比べ、軸芯部の相当歪は約1.4倍となる<sup>13)</sup>。すなわち、実際の鍛造時の軽圧下により、軸芯部にも約0.06以上の相当歪が加わることが予想される。

### 3・2 軸鍛造中の温度変化の推定

Fig. 1 に1250°Cに加熱された直径2mのタービンローター軸の 대기放冷中の軸芯部、表面下667mm（半径の2/3部）、表面下333mm（半径の1/3部）、表面部における温度の時間変化の計算結果と表面部の実測結果を示す。表面部の計算値と実測結果とが比較的良好に一致する熱伝達係数は58.1J/m<sup>2</sup>・s・Kであった。この結果から、タービンローター軸の軸芯部では6h経過しても温度は1200°C以上である。なお、類似の結果が小野ら<sup>13)</sup>により報告されている。実際の1サイクルの鍛造は数時間以内で終了し、再加熱される。そこで、軸芯部の温度は1250~1200°Cの間で変化するが、簡単化のため加熱温度と同一と近似した。

### 3・3 1段加工—保持後のγ粒径

Fig. 2 は1250°Cで加熱後、歪速度10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>で加工したときの応力—歪曲線を示す。歪が増すと応力はピークを示した後定常値となり、γが動的再結晶を起こしていることがわかる。動的再結晶はピーク応力を示す歪ε<sub>p</sub>の0.72±0.06倍の歪で開始すると報告されている<sup>14)</sup>ので、Fig. 2 においてε<sub>p</sub>=0.09であるから、動的再結晶開始歪ε<sub>0</sub>は約0.06（圧下率で約6%）である。また、100%動的再結晶が起こる応力—歪曲線の応力が定常状態となる歪ε<sub>s</sub>は0.16（14.8%）である。1250°C加

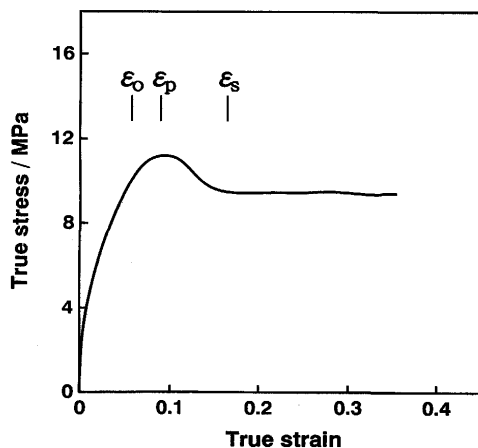


Fig. 2. Stress-strain curve for a sample deformed at 1250°C and 10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>. ε<sub>0</sub>: strain at which dynamic recrystallization starts, ε<sub>p</sub>: strain showing peak stress, ε<sub>s</sub>: strain at which steady-state deformation starts

熱時のγ粒径は0.75mmであり、動的再結晶粒径は約0.5mmであった。類似の条件で行われた森山ら<sup>7)</sup>による低圧タービンローター軸材での研究においても、動的再結晶の起こることが報告されている。上記結果から、大型鍛鋼品の鍛造工程中の初期には強加工が加わるので、動的再結晶が起こるが、鍛造工程の終段サイクルでは10%以下の軽加工となるため、γの全てまたは大部分は動的回復状態であり、その後高温に保持され、静的復旧、粒成長が起こると考えられる。

Fig. 3 は1250°C—10min加熱後、1250°Cで圧下率5%（γが動的回復状態である圧下率）、10%（一部γの動的再結晶が起こっている圧下率）と60%（100%γの動的再結晶が起こっている圧下率）で加工し、1250°Cで種々の時間保持したときのγ結晶粒径の変化を示したものである。保持時間が100

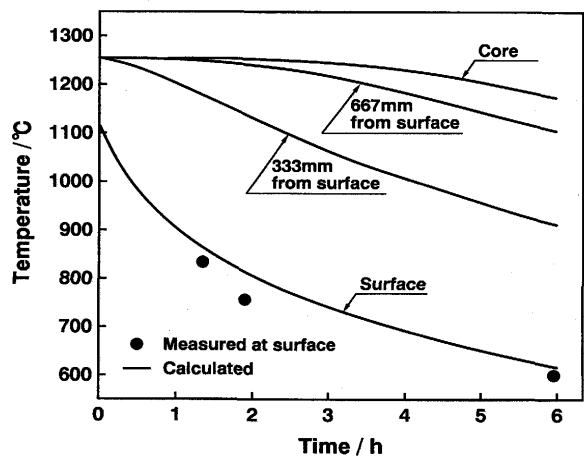


Fig. 1. Observed and calculated temperature changes at various positions of radius direction in rotor forgings of 2m-diameter.

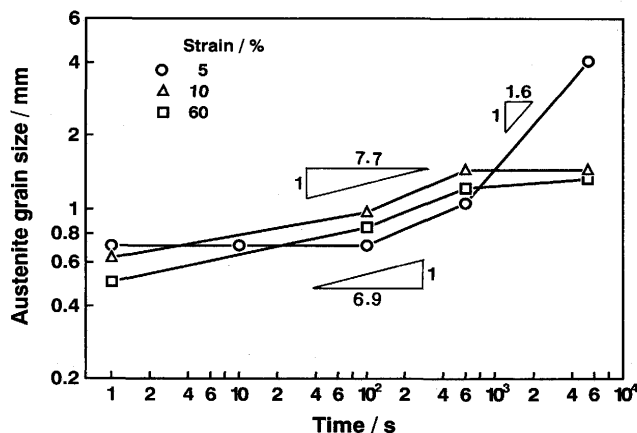


Fig. 3. Effect of holding time at 1250°C after 1-step deformation on austenite grain size. deformation temperature: 1250°C, strain rate: 10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>, n in equation (2): 1.6 (strain: 5%, time: 600 to 5000s), 7.7 (strain: 10%, time: 1 to 600s), 6.9 (strain: 60%, time: 1 to 600s)

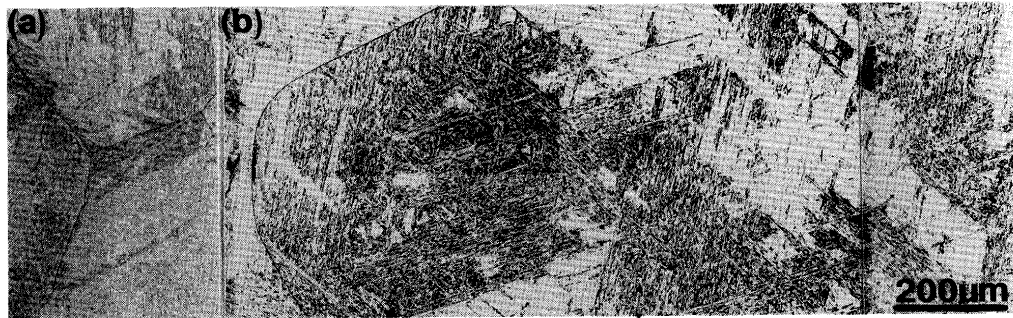


Fig. 4. Austenite microstructures after holding for 600s (a) (before grain growth) and 5000s (b) (after grain growth) at 1250°C.  
deformation temperature: 1250°C, strain: 5%, strain rate:  $10^{-3}s^{-1}$

s以上の場合、時間とともに $\gamma$ 結晶粒は成長するが、動的再結晶が起こった場合（圧下率が10%及び60%）では保持時間が600sから5000sに変化しても結晶粒径は1.5~1.7mmの範囲でありあまり変化しないが、加工直後に動的回復状態（圧下率が5%）のときは、保持時間が100sから5000sに変化すると、結晶粒は0.75mmから4.1mmとなり、著しく粗大な整粒となる（Fig. 4）。

結晶粒の成長は、結晶粒径をD、時間をtとすると、

$$D^n \propto t \dots\dots\dots (2)$$

で示される<sup>15)</sup>。ここで、nは実験定数である。静的再結晶材のnは2、動的再結晶材のnは10がよく知られている<sup>16)</sup>。実験データが少ないので厳密な議論はできないが、Fig. 3において、5%圧下材の600~5000sでのnの値は約1.6、10%及び60%圧下材の1~600sでの平均的nはそれぞれ約7.7、6.9である。動的回復後に静的再結晶した5%圧下材のnは2に近い値であり、動的再結晶を含む10%及び60%圧下材のnはそれに比べて大きく、従来の研究結果と同様な傾向を示している。

酒井ら<sup>17)~19)</sup>によると、炭素鋼、ニッケル、銅において、動的再結晶材と動的回復材の静的粒成長速度は後者の方が大きく、実験範囲内で動的回復材の粒成長後の結晶粒径は動的再結晶材のそれに比べ約1.5~2倍大きくなると報告している。この挙動は、動的再結晶組織が特有な不均質転位下部組織を有しており、静的復旧過程において、再結晶組織のほかに転位組織を含むメタダイナミック回復組織が出現することに起因すると考えられている<sup>17)</sup>。この組織は高温下でも安定に存在することにより、結晶粒の成長速度は小さく、またより速く一定の大きさに近づくと考えられている<sup>17)</sup>。

本研究においても同様な現象が実用低合金鋼においても確認された。実際の低圧タービンローター材の鍛造においては、軽圧下で加工され動的回復した組織が長時間保持されることが多いため、著しく粗大な粒が発生すると予測される。このことは低圧タービンローター材の粗大粒防止に鍛造条件を制御し、動的再結晶を利用することが有効であ

る可能性を示している。また、初期粒径が粗大な鋼においても、動的回復後の静的復旧により著しく粗大な結晶粒となることがわかった。

軽圧下で粗大粒が発生する現象は、圧延実験においても観察されるが、この場合は圧延後極く短時間（数秒~数十秒）で粒成長が起こる<sup>8)</sup>。そして、この原因は、軽圧下のため、加工により導入された転位が各結晶粒に均一に分散せず、未再結晶 $\gamma$ 状態から直接粒界の移動により異常粒成長が起こったためと考えられており、粗大粒と細粒の混粒組織となる<sup>8)</sup>。

本実験の場合、2mm以上の粗大粒が発生した5%圧下材においても、600s保持では、結晶粒の著しい成長は起こっていない。5%圧下後、1250°Cで600s保持し、再び1250°Cで加工したときの応力-歪曲線を調査した。再加工時の降伏応力（0.2%オフセット）は最初の加工時の降伏応力とほぼ等しく、軟化率<sup>20)</sup>は0.95であり、600s保持により再結晶はほぼ完了している。すなわち、本実験の場合は、再結晶 $\gamma$ からの著しく粗大な粒の発生であり、圧延時の粗大粒発生機構とは異なっている。

Fig. 5は1250°Cで5%及び10%圧下後、同一温度で600s保持したときの粒界の三重点を観察した例である。5%圧下

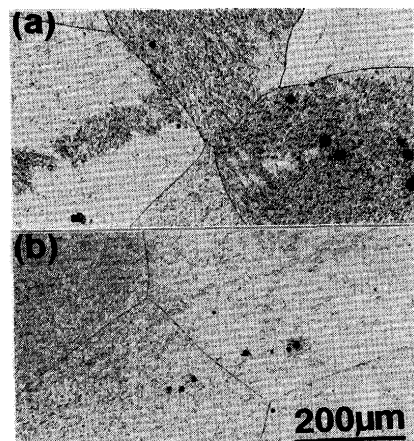


Fig. 5. Triple point of austenite grain boundaries after holding for 600s at 1250°C following deformation of 5% (a) and 10% (b) at 1250°C and  $10^{-3}s^{-1}$ .

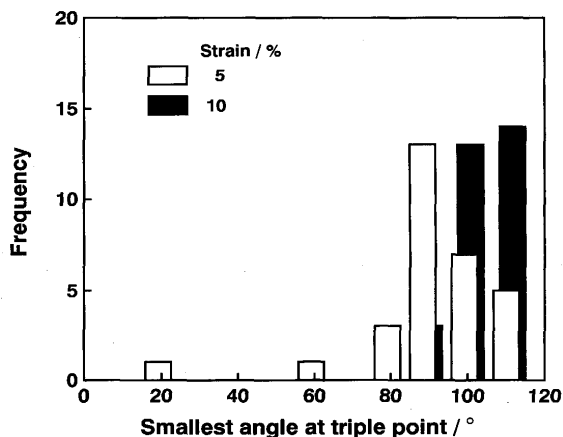


Fig. 6. Distribution of the smallest angle between grain boundaries at triple points after holding for 600s at 1250°C following deformation of 5 and 10% at 1250°C and  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ .

材においては、約120°の安定角となっている三重点も観察されるが、鋭角の粒界間の角度を有する不安定な三重点が数多く観察される。いっぽう、10%圧下材の粒界三重点は、ほとんど120°の安定状態のものが観察された。Fig. 6は粒界三重点における各結晶粒間の角度のうち最も小さい角度の分布を測定した結果である。10%圧下材においては、90~110°の範囲に分布しており、大部分は100, 110°である。一方、5%圧下材では、20~110°の広範囲に分布しており、90°にピークを有している。これらの観察から、5%圧下後、5000s保持したときに2mm以上の粗大粒が発生する試料には、加工時に導入された転位がほとんど解放された600sにおいても、不安定な三重点を有する $\gamma$ が一部存在する状態となり、これらの $\gamma$ 粒が消滅することにより、結晶粒の粗大化が起これると考えられる。

5%圧下材において、600s保持後も不安定な三重点を有する $\gamma$ が一部存在する状態となる原因は不明であるが、加工

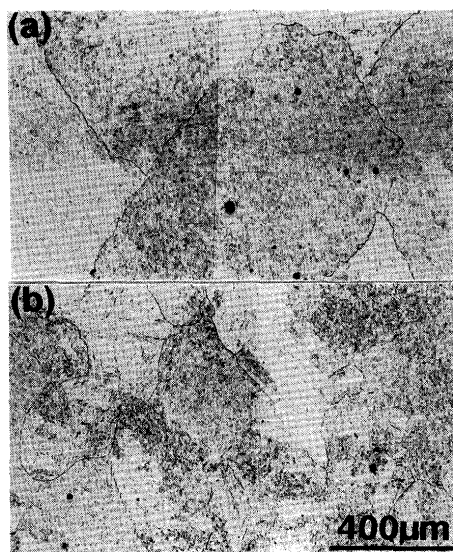


Fig. 7. Austenite grain boundaries after deformation of 5% (a) and 10% (b) at 1250°C and  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ .

直後の組織と関連あると考えられる。すなわち、Fig. 7に示すように、温度1250°C、歪速度 $10^{-3}\text{s}^{-1}$ で、5%圧下直後の粒界は非常に入りこんでおり、細かい再結晶粒はほとんど観察されず、牧と田村<sup>21)</sup>が報告しているように、粒界の張り出しが頻繁に観察されるので、再結晶は核形成一成長機構ではなく、バルジング機構によって起こると考えられる。一方、10%圧下材では、加熱時の結晶粒より細かい再結晶粒が観察される。これらの再結晶粒は動的再結晶粒(含むメタダイナミック再結晶粒)のほか、静的再結晶粒を含むが、再結晶が核形成一成長機構で起こるか、バルジング機構で起こるかの詳細は不明である。しかし、10%圧下材では、5%圧下材で観察された粒界の張り出しはほとんど観察されなかった。

加工量の相違により、静的復旧後の再結晶 $\gamma$ において不安定な三重点を有する結晶粒が変化する理由は、再結晶の機構や再結晶粒の発生個数、分布の均一性などの寄与が考えられる。

### 3.4 多段加工一保持後の $\gamma$ 粒径

Fig. 8に $\gamma$ 粒径と4段加工時の最終段加工後の保持時間の関係を示す。多段加工においても、最終段の圧下率が2%と小さいときは、最終段の加工後の保持時間が3000sから5000sへ延長されると、粒径は約2mmから約3.5mmに成長し、著しく粗大な粒となる。いっぽう、最終段の圧下率が8%、15%のときには、保持時間を3000sから5000sに延長しても、粒径は約1.8mmであり、著しく粗大な粒への成長はみられない。すなわち、今回実験した範囲内の多段加工においても、最終圧下が2%の軽加工となると2mm以上の粗大粒の発生することが確認された。そこで、実際の鍛造においてはローター胴部の最終圧下を8%以上とすれば、 $\gamma$ 粒の著しい粗大化は起こらないと考えられる。しかしながら、最終圧下を高加工とすると鍛造材の形状が整わず、実用化は困

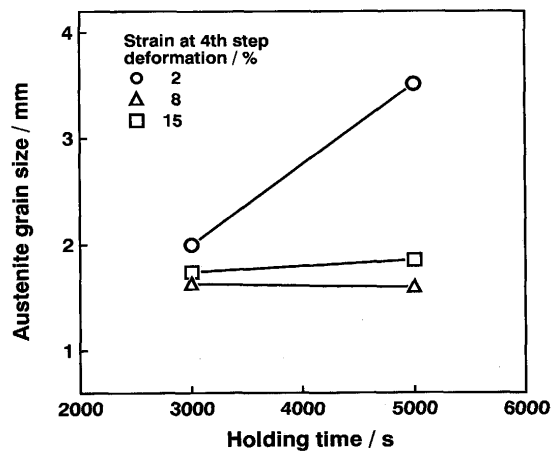


Fig. 8. Effect of holding time at 1250°C on austenite grain size after 4-step-deformation. deformation temperature: 1250°C, strain rate:  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ , strain: 10, 5 and 2% at 1st, 2nd and 3rd step deformation, respectively, interrupting time between deformations: 100s

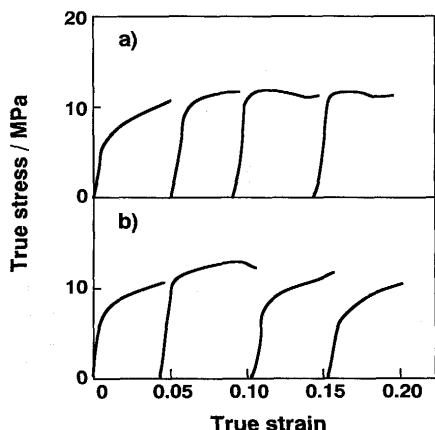


Fig. 9. Stress-strain curves of 4-step-deformation at 1250°C and  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  with interrupting for 4s (a) and 100s (b) at 1250°C.

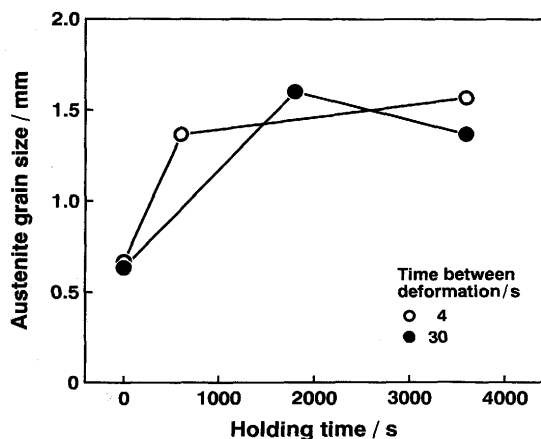


Fig. 10. Effect of holding time at 1250°C after 8-step-deformation on austenite grain size. deformation temperature: 1250°C, strain at each step: 2%, strain rate:  $10^{-3}\text{s}^{-1}$

難である。

### 3・5 加工歪の蓄積による $\gamma$ 粒粗大化防止

Fig. 9 に多段加工時の加工間時間を100sと4sとした場合の、1250°Cでの応力-歪曲線を示す。加工間時間が100sでは、3段目の加工から降伏応力の低下が大きくみられ、歪の蓄積は起こらない。いっぽう、加工間時間が4sの場合は、降伏応力の低下が少なく、歪の蓄積が起こることがわかる。すなわち、加工間時間を短くすることにより、多段軽圧下で高加工相当の歪を付与できる可能性を示唆している。

Fig.10は4sまたは30sの短時間間隔の8段軽圧下により、2mm以上の粗大粒の発生が防止できるかどうかを検討した結果である。加工間時間が30s以内であれば、1250°Cで3600sまでの保持で、粒径は2mm以上には成長しない。すなわち、鍛造手順の工夫により、軸芯部の同じ位置の加工間時間を短くすることにより、2mm以上の粗大粒の発生は防止できる可能性がある。

## 4. 結言

大型タービンローター軸の鍛造工程に相当する温度、加工量、歪速度における $\gamma$ の再結晶挙動及びその細粒化挙動に関して調査し、次の結果が得られた。

(1) 軸芯部の相当歪量は平均圧下歪量(0.016~0.13の範囲で)より約1.5~2.5倍大きく、圧下歪量が0.016と非常に小さいときでも、軸芯部の相当歪量は0.04となった。また、鍛造中の軸芯部の温度は加熱時の温度からほとんど変化しない。

(2) 1段加工実験において、5%の軽圧下後、長時間保持すると約4mmの粗大粒が発生した。加工直後の組織観察から、バルジング機構による再結晶が起こっていると推察された。また、粒成長前の再結晶 $\gamma$ には多数の不安定な粒界三重点が観察された。

(3) 10%以上の圧下では、動的や静的な再結晶により安定な粒界三重点を有する $\gamma$ が形成され、その後の粒成長によっても2mm以上の粗大粒は生じなかった。

(4) 多段加工実験から、最終圧下を8%以上とすれば、 $\gamma$ 粒の2mm以上への粗大化は起こらないと考えられる。この圧下量は、軸芯の同じ位置の加工間時間を30s以内とすることにより、歪が蓄積され、多段軽加工によっても、達成の可能性がある。

## 文 献

- 鈴木 章: 神戸製鋼技報, **33** (1983) 3, p.1
- 佐藤和紀: 非破壊検査, **20** (1971), p.253
- 本間亮介: 鉄と鋼, **54** (1968), p.898
- H. Sekine, T. Maruyama, H. Kageyama and Y. Kawashima: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DeArdo *et al.*, (1982), p. 119 [TMS AIME]
- 本間亮介: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 119
- 鈴木 章, 木下修司, 森田喜久男, 菊地英雄, 高田正良: 火力原子力発電, **34** (1983), p.383
- 森山 康, 北川幾次郎, 関根 寛: 鉄と鋼, **72** (1986), p.S1417
- M. Katsumata, M. Machida and H. Kaji: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DeArdo *et al.*, (1982), p.101 [TMS AIME]
- 栗野泰吉, 団野 敦: 塑性と加工, **9** (1968), p.285
- 宮川陸啓: 未発表
- 梅本 実, 田村今男: 熱処理, **24** (1984), p.334
- 荒木重臣, 津田 統, 松下富春: 第36回塑性加工連合講演会, (1985), p.394
- 小野信市, 南 克之, 村井悦夫, 岩館忠雄: 塑性と加工, **35** (1994), p.1201
- 作井誠太, 酒井 拓, 武石和夫: 鉄と鋼, **62** (1976), p.856
- C. M. Sellars and J. A. Whiteman: Met. Sci., **13** (1979), p.187
- 大北智良: 第131・132回西山記念技術講座 "鉄鋼材料の材質予測・制御技術の現状と将来", (1989), p.69 [日本鉄鋼協会]
- 徐 洲, 酒井 拓: 鉄と鋼, **77** (1991), p.462
- 徐 洲, 酒井 拓: 日本金属学会誌, **55** (1991), p.1298
- T. Sakai and M. Ohashi: Recrystallization '92, Materials Sci. Forum, **113-115** (1993), p.521 [Trans. Tech. Pub.]
- R. A. P. Djaic and J. J. Jonas: Metall. Trans., **4** (1973), p.621
- 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p.2073