

技術論文



Technical Paper

ニッケル基超合金の熱間鍛造における ひずみ回復による軟化現象および第二相析出の影響

櫻井信吾^{*1}, 大竹拓至^{*1}, 岡島琢磨^{*2}, 藤原正尚^{*1}, 木村利光^{*1}, 湯川伸樹^{*3}

Softening Behavior by Strain Recovery During Hot Forging of Ni-Based Super-Alloys and Influence of Precipitated Secondary Phase

Shingo SAKURAI, Takuji OTAKE, Takuma OKAJIMA, Masanao FUJIWARA,
Toshimitsu KIMURA and Nobuki YUKAWA

Synopsis

Free forging is one of the forming processes for Ni-based super-alloys to make large parts such as gas turbine discs. For the free forging it is becoming popular to design the process sequence using forging simulation software. The load prediction during the forging should have good accuracy to simulate the forging limit. However, the database of flow stress in ordinary commercial software does not take account of softening behavior by dynamic strain recovery or recrystallization, so that the predicted forging load often does not at all correspond to the actual values during the free forging. In this paper, the softening behavior during a two-step compression test was investigated for Alloy718, which is a common super-alloy although the microstructure is complex due to possibility of two intermetallics precipitating as δ -phase and γ'' -phase. Consequently it was made clear that the precipitation of δ -phase accelerated the softening during the forging and the behavior depended on the holding temperature and time in the forging process. A new formula for flow stress was developed from the softening behavior and introduced into the simulation software "simufact forming", so that the accuracy of the predicted forging load could be improved.

1. 緒 言

日本における一次エネルギーの国内供給は石油・石炭・天然ガスといった化石燃料の燃焼による火力発電の割合が大きく、全体の90%以上を占めるため¹⁾、省エネルギーの観点から火力発電の熱効率向上は重要である。火力発電の熱効率は年々向上し、最新鋭の1600℃級コンバインドサイクル発電では約54%を達成しており、今後1700℃級までの燃焼温度向上により57%程度までの向上が見込まれている²⁾。火力発電の熱効率向上には燃焼温度の上昇が効果的である。火力発電用ガス

タービンの燃焼側部品のうちディスク・ブレードには高温での強度・耐食性に優れたニッケル基超合金が用いられることが多い。このうち、火力発電用ガスタービンディスクは熱間での鍛造により成形され、その多くは型鍛造により製造されるが、大同特殊鋼(以下、当社という)では自由鍛造により成形する。自由鍛造のプロセス設計は有限要素法による鍛造・熱処理シミュレーションを用いる手法が一般的であり、特に鍛造荷重予測精度はプロセス設計精度に大きく影響する要素であるが、市販のシミュレーションソフトウェアには熱間でのひずみ回復や軟化現象が考慮されておらず、予測精度は低い。

2016年6月10日 受付

* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd)

* 2 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 工博(Dr. Eng., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd)

* 3 名古屋大学大学院工学研究科, 工博(Dr. Eng., Graduate School of Engineering, Nagoya University)

そこで本報告では、これら製品に汎用的に用いられる Alloy718 について、ディスクの熱間自由逐次成形工程に着目し、その有限要素法による荷重予測精度向上を目的とした軟化現象の定量評価を行うことを目的とする。

2. 超合金の鍛造プロセス設計

2. 1 熱間逐次成形における鍛造荷重予測

当社では、火力発電用ガスタービンディスクを自由逐次鍛造で成形するが、これは、単純形状の金敷を用いることによる型費の低減と、適切な鍛造パス設計により所望される組織・特性を創り込むために必要な製品個体内の均質性の向上を目的とする。一方、鍛造プロセスは複雑となり、多岐にわたるため、パス設計が非常に難しい。

Fig. 1 に、一般的なガスタービンディスクの製造プロセスを示す。製品の機械特性は組織に大きく影響されるが、組織に与える鍛造条件の要素としては、熱処理の温度と時間、および鍛造時の圧下率、圧下速度、さらにリヒートと鍛造の繰り返し回数が挙げられる。機械特性に優れた微細組織を得るには、一度の鍛造工程での一定以上のひずみ量付与と、適切な温度・時間での加熱処理、その両方を満たす必要がある。当社では、対象素材の組織形成に必要なデータベースを採取し、これらを鍛造シミュレーションに組み込み、鍛造プロセスを設計している。このとき、鍛造コスト抑制の面で、打撃数は最少化する必要があるが、これは、鍛造に用いるプレスの容量を最大限活かした圧下条件での設計により満たされる。そのため、シミュレーションによる荷重予測精度は、鍛造パス設計を行う上で非常に重要である。

鍛造シミュレーションにおいて、鍛造荷重は、対象素材の温度ごとの変形抵抗と、被鍛造材の形状から予測される。今回対象とする熱間の自由逐次鍛造では、打撃間に被鍛造材の再結晶、ひずみ回復による加工硬化の減少といった、いわゆる軟化現象が発生するため、打撃ごとの加工硬化を単純加算して鍛造荷重を予測することは不可能である。軟化の発生による加工硬化の減少の定量評価と、鍛造シミュレーションへの導入による鍛造荷重予測精度の向上について、著者らはニッケル基超合金 Alloy706 を対象にこの軟化率の影響を取り込み、熱間逐次成形時の荷重予測精度を向上させる手法を採用しているが³⁾、今回対象とする Alloy718 は、鍛造・熱処理プロセスにおいて、種々の第二相組織が形成される可能性があるため、これらの影響を考慮する必要がある。

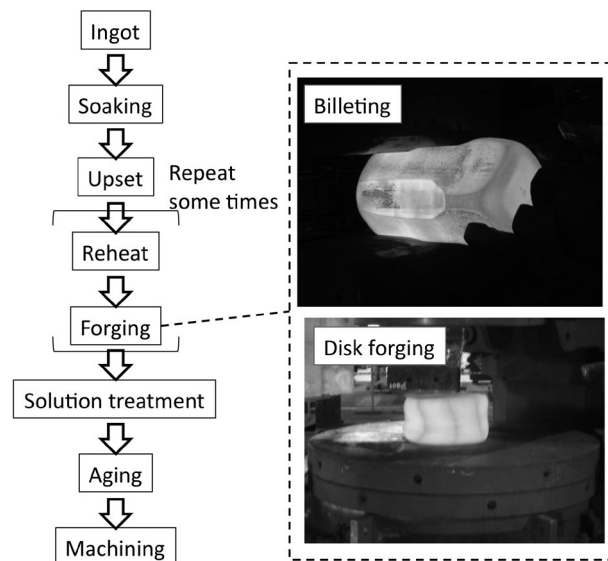


Fig. 1. Ordinary forging process of gas turbine discs made with Nickel-based super-alloy.

2. 2 ニッケル基超合金Alloy718

Alloy718 は析出強化型ニッケル基超合金であり、母相は保持温度によらず γ 相単相であり、1173 K 付近で保持することで δ 相、973 K 付近で γ'' 相を析出する。代表的な成分を Table 1 に示す。Alloy718 は、1273 K 付近の鍛造温度域で相変態を生じないため、一般的に組織の微細化には加工熱処理による再結晶が必要である。Fig. 2 に、Alloy718 の再結晶、粒成長挙動の一例を示す。Alloy718 においては一定量の相当塑性ひずみの導入と、一定温度条件での熱処理により、結晶粒度 #4 程度までの微細組織が得られる⁴⁾。さらに、高温強度を要するガスタービンディスクにおいてはさらなる組織微細化が必要な場合があり、長時間の析出処理により意図的に多量に析出させた δ 相を、鍛造による分断と加熱による球状化を繰り返して微細分散させ、ピン止め効果を用いた鍛造プロセスを適用する必要がある。なお、 δ 相の析出処理は鍛造温度以下の温度条件で 10^5 s 単位の熱処理を必要とし、相計算ソフトウェア ThermoCalc で計算された飽和析出量に近い析出量が得られる。この析出熱処理により得られる析出量は、鍛造時やリヒート時に不可避免的に析出・固溶する量に比べ十分多い。

従来の Alloy718 の鍛造シミュレーション用データベースでは、 δ 相の析出・固溶状態を考慮した再結晶・粒成長挙動は詳細に調査・適用されているが、 δ 相の析出が軟化挙動におよぼす影響は十分に定量評価されていない。そのため、Alloy718 の軟化率の評価には、 δ 相を析出させた試験片、析出させなかった試験片の両方の条件について、調査を実施した。

Table 1. Chemical composition of Alloy718 (mass%).

Material	Cr	Mo	Fe	Nb	Ti	Ni
Alloy718	18.0	3.0	18.5	5.1	0.9	Bal.

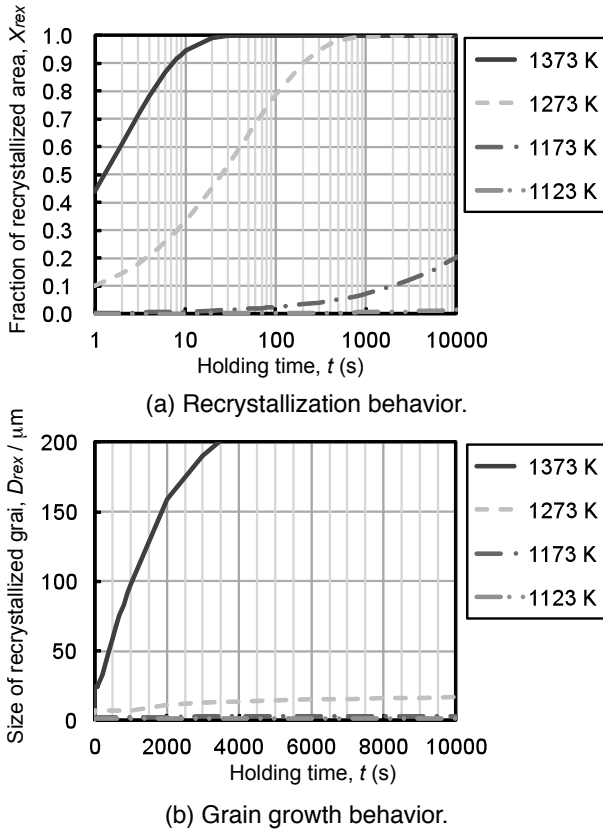


Fig. 2 Example of recrystallization behavior (a) and grain growth behavior (b) of Alloy718.

3. 軟化率の評価

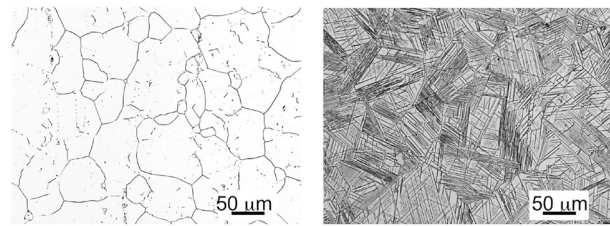
3. 1 供試材

試験片には Alloy718 の真空溶解材を φ22 に丸棒鍛造した素材を用いた。δ相を析出させない試験片については 1253 K × 2 hr の熱処理後、水冷により組織凍結し、結晶粒度 #4 (粒径 88.4 μm) に調整した。δ相を析出させた試験片については、1188 K × 36 hr の δ相析出処理を実施した。これは、保持時間に対して効率的に析出量が増加する条件を事前に ThermoCalc により計算した結果によるものである。その後、1253 K × 2 hr の熱処理と水冷処理により、結晶粒度 #4 に調整した。熱処理完了後の組織写真を Fig. 3 に示す。

3. 2 軟化率評価試験

Fig. 4 に、試験に用いた(株)鷺宮製作所製の熱間加工シ

ミュレータを示す。本試験機は誘導加熱装置、プレス機、水冷装置が一体となっており、温度、ひずみ、ひずみ速度制御が可能である。また、ロードセル、変位測定機により、荷重 - 変位が測定可能である。軟化率を定量評価するにあたり、加工硬化分の応力と、熱間保持中の加工硬化の回復分の応力をそれぞれひずみ変化分に対応させ、その割合としての軟化率を定義する。そこで、Fig. 5、Table 2 に示す条件で2段の圧下試験を実施した。このとき、試験片と金敷との間に摩擦が生じると、試験片の不均一変形による局所的なひずみの増加から、圧下量とひずみ量の 1:1 対応が取れなくなり、その後の熱処理での軟化量を正確に見積ることができない。そこで、試験片と金型との間の摩擦を限りなくゼロに近づけるため、試験片上部に潤滑剤塗布用の窪みを設け、シリコンオイルとガラス粉を混合した潤滑材を塗布した。試験により測定された真応力 (σ) - 真ひずみ (ε) の関係 (以下、s-s 曲線という) について、初段圧下の結果から、降伏点からの真応力増分である加工硬化量を求めた。また、熱処理後の2段目の圧下では、降伏点の



(a) without δ-phase (b) with δ-phase
Fig. 3. Microstructure of the prepared specimen, without δ-phase(heat treated by 1253 K x 2 hr) and with δ-phase(heat treated by 1188K x 36 hr then 1253 K x 2 hr).



Fig. 4. Appearance of forging simulator (500 kN).

採取と、初段の s-s 曲線との比較により、応力・ひずみの回復量を求めた。

軟化率は、熱処理温度・時間条件のほか、熱処理中の組織変化にも影響される。特に、熱間での多段鍛造工程では、再結晶の進行状況が大きく影響すると考えられる。再結晶挙動を定量評価するため、水冷後の試験片を湿式エメリーソーを用いて端面中心を通る縦断面にて半切し、エメリー紙 #120, #240, #400, #800, #1000, #1500 で研削後、アルミナ 3 μm 懸濁液を研磨剤として鏡面研磨した。その後、10% シュウ酸水溶液を用い、電圧 0.2 V、通電時間 90 s の条件で電解腐食したのち、光学顕微鏡により 100 倍、400 倍の組織写真を撮影した。鍛造後の試験片切断面において、高さ方向に 2 分の 1、径方向に 4 分の 1 の位置を基準とし、100 倍隣接視野で上下に 3 視野分、計 6 視野の組織写真を撮影し、再結晶面積率、再結晶粒径を測定した。再結晶面積率は写真の 600 μm 範囲内での再結晶面積を画像解析ソフトウェア WinROOF2013 により求め、測定面積に対する割合として評価した。再結晶粒径は、測定した再結晶面積を測定範囲に含まれる結晶粒数で割り、その平方根、公称粒径を採用した。

Fig. 6 に、2 段圧下試験の結果から得られる s-s 曲線のモデルを示す。実線は 1 段目圧下、破線は 2 段目圧下時のものである。表記・計算の都合上、2 段目圧下開始時のひずみ ϵ_{2s} は、1 段目圧下完了時のひずみ ϵ_{1e} と同等とした。このとき、 ϵ_{2s} は、1 段目の圧下で得られた s-s 曲線中、同等の応力 σ'_{2s} を必要とする加工硬化分までひずみが回復しているとし、この時のひずみ量を ϵ'_{2s} と定義した上で、軟化率 X_{soften} を

$$X_{soften} = \frac{X_{rex}}{X_{soften}} \quad (1)$$

と定義した。

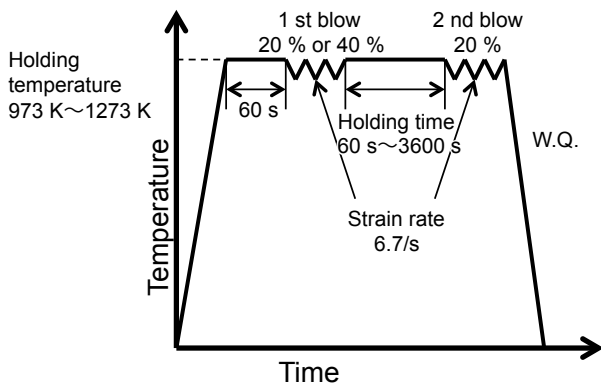


Fig. 5. Sequence of 2-step compression test.

Table 2. Forging condition of 2-step compression test.

Material	Alloy718
Workpiece dimension (mm)	φ15×22.5
Reduction (%)	20, 40
Strain rate (s ⁻¹)	6.7
Holding temperature (K)	973, 1073, 1173, 1273
Holding time (s)	3 (All temp.), 30, 300, 3600 (1173, 1273 K only)
δ-phase	precipitated

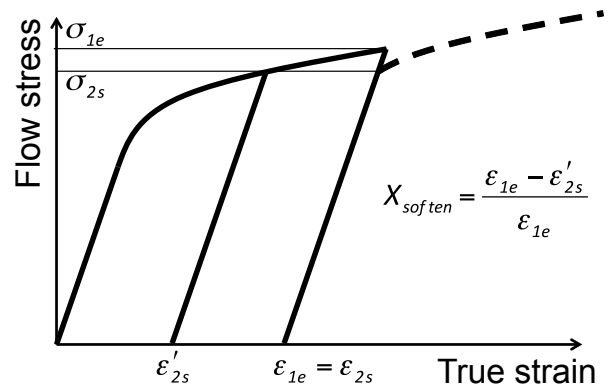


Fig. 6. Schematic illustration for definition of the softening ratio from stress-strain curves.

3. 3 軟化率を考慮した鍛造荷重予測精度検証試験

本研究で導出・定式化した軟化率による、熱間逐次鍛造における荷重予測精度の改善効果を確認するため、前節で定式化した軟化率を有限要素解析ソフトウェア simufact.forming11.0 に導入した。本ソフトウェアでは、有限要素解析を用いて塑性加工の解析を実施し、環境および対象温度、加工速度および方向、加工対象や金敷の形状、といった各種加工条件から、鍛造荷重やユーザーが定義した加工対象の組織等を計算可能である。

軟化率導入による鍛造荷重予測精度向上を確認するため、4 段圧下試験を実施し、採取した鍛造荷重を鍛造シミュレーションと比較した。このとき、比較対象とする鍛造シミュレーションは、軟化率導入あり、軟化率導入無しの 2 条件で実施した。試験条件を Fig. 7, Table 3 に、鍛造シミュレーション条件を Table 4 に示す。

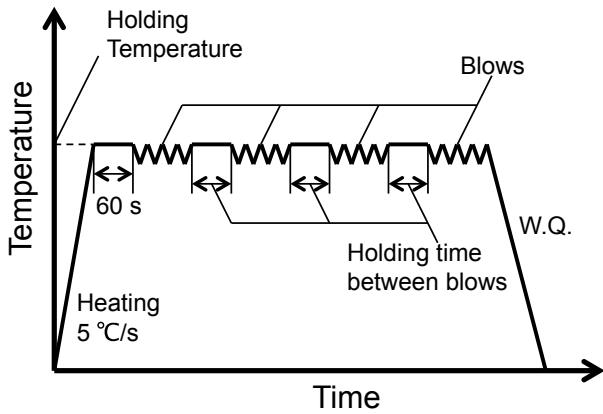


Fig. 7. Sequence of 4-step compression test.

Table 3. Forging condition of 4-step compression test.

Initial micro structure	with δ -phase
Workpiece size (mm)	$\phi 15 \times 22.5$
Reduction (%)	15
Average strain rate (s^{-1})	6.7
Holding temperature (K)	1173
Holding time between blows (s)	10

Table 4. Condition of simulation of 4-step compression test.

Software	Simufact.forming 11.0	
Analyzed model	2D axis symmetry	
Specimen	Plastic-Elastic	
Tools	Rigid	
Used flow stress	Experimental	
Contact condition	Shear friction $m=0.85$	
Heat conductivity [kW/m^2K]	to air	0.12
	to tools	5
Softening ratio	used / not used	

3. 4 結果および考察

3. 4. 1 軟化率測定結果および δ 相有無の影響

熱間逐次成形時の軟化現象は、動的軟化と静的軟化の2種類に大別される⁵⁾。動的軟化はひずみの累積による加工硬化が、加工中の転位の上昇運動や再結晶により抑制および減少するものであり、その影響はs-s曲線上に明確な数値となって現れる。Fig. 8に動的軟化を伴うs-s曲線のイメージ図を示す。s-s曲線の形状は加工速度と軟化進行速度に大きく影響し、加工硬化の累積に対し

軟化進行が速い場合、応力は最大値をとった以後一定量の軟化を経て、単位時間当たりの加工硬化と軟化が釣り合った以降は一定値となる。柳田、柳本らは、この動的軟化現象を詳細に調査し、モデル式を提案している⁶⁾。一方、静的軟化は、動的軟化と同じメカニズム、転位の上昇運動や再結晶により生じるため、熱処理の温度と時間に律速されると考えられる。しかしながら、加工を伴わない工程のため、1段圧下でのs-s曲線上には現れず、2段以上の圧下試験でのs-s曲線の採取と保持前後の変化を軟化分として評価する必要がある。その定義手法には、応力の減少割合とする手法と、ひずみ量の減少割合とする手法とがある。このうち、応力の減少割合を用いる手法は、高温・大ひずみ等条件など、動的軟化が大きく、ひずみ増加に対する加工硬化の増分がゼロになる場合等では、正しく軟化率を定量評価できず、評価の信頼性に乏しいことを、著者らは明らかにしている³⁾。そこで本研究では軟化現象の評価として、高温保持によるひずみ量の減少割合を軟化率として評価することとした。

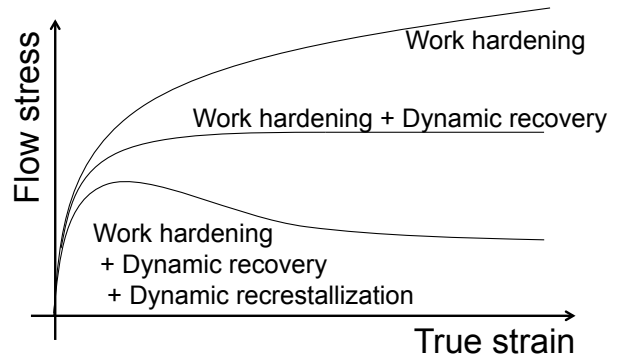


Fig. 8. Schematic illustration of the stress-strain curves with / without peak stress.

一連の試験から得られた軟化率 X_{soften} を、Fig. 9に示す。高温・長時間保持により軟化率の値が大きくなる傾向が得られた。先行研究に倣い、Avrami型の式(2)、(3)で定式化した軟化率の時間変化を、Fig. 9にプロットした⁷⁾。

$$X_{soften} = 1 - \exp \left\{ \ln - 0.5 \times \left(\frac{t}{t_{0.5}} \right)^n \right\} \quad (2)$$

$$t_{0.5} = C_1 \times \varepsilon^{c_2} \times \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \quad (3)$$

ここで、 t は圧下間の保持時間、 n 、 C_1 、 C_2 は定数、 Q は軟化の進行に必要な活性化エネルギー、 R は気体定数、 T は保持温度であり、 δ 相を析出させた試験片、析出させなかった試験片の両条件について、上記定数をまとめたものをTable 5に示す。 Q に、 δ 相析出有無で若

干の差分が見られたが、誤差分と考える。Fig. 10に、 δ 相を析出させなかった試験片について、973 K、1073 K、1173 K、1273 Kで、それぞれ1時間保持した条件での組織写真を示す。973 K、1073 Kの保持条件では、鍛造方向に垂直に伸ばした組織のみが観察され、再結晶の発生は認められなかった。1173 Kの保持条件では伸ばした粗大組織を囲むように、粒界から微細かつ等粒状の再結晶粒が発生・成長する様子が観察され、1273 Kの保持条件ではほぼ全面が等粒状の再結晶組織で形成されていた。Fig. 11に、1173 Kおよび1273 Kにおける再結晶面積率の時間変化を示す。組織写真から明らかであった通り、高温・長時間ほど再結晶が進行していた。

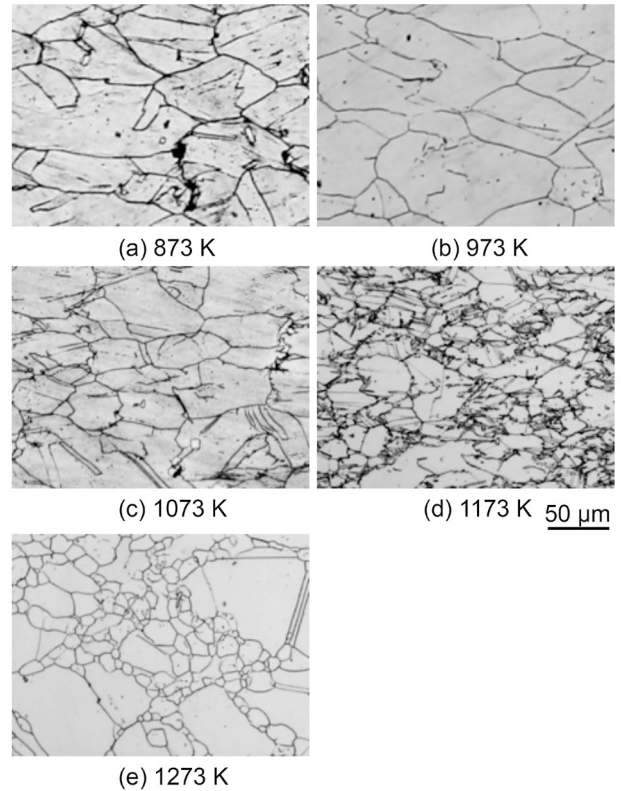


Fig. 10. Microstructures after 2-step compression test using the samples without δ -phase.

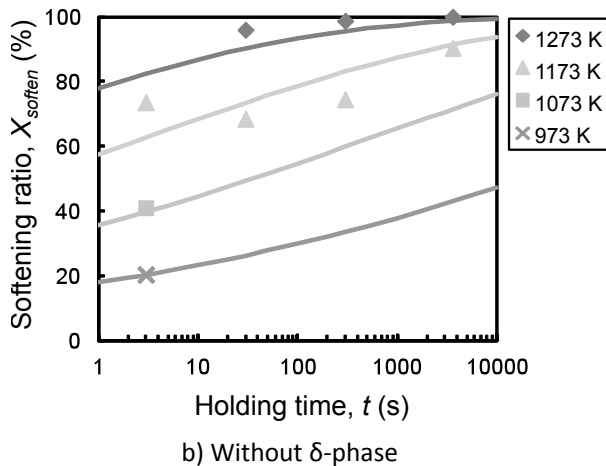
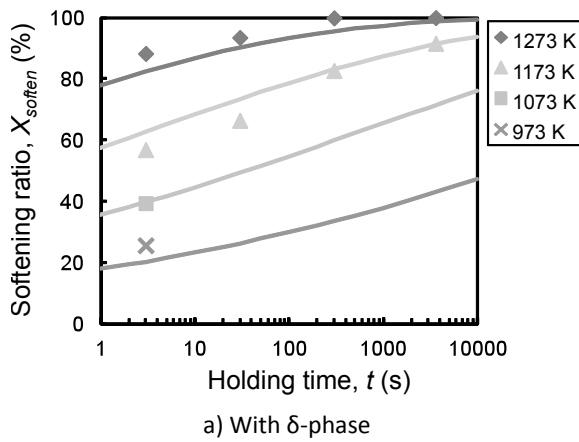


Fig. 9. Relationship between the softening ratio and holding time.

Table 5. Calculated value from experimental data and the equations (2), (3).

Q (kJ)	540 (with δ -phase)
	545 (without δ -phase)
C_1	1.52×10^{-27}
C_2	-2.79
n	0.128

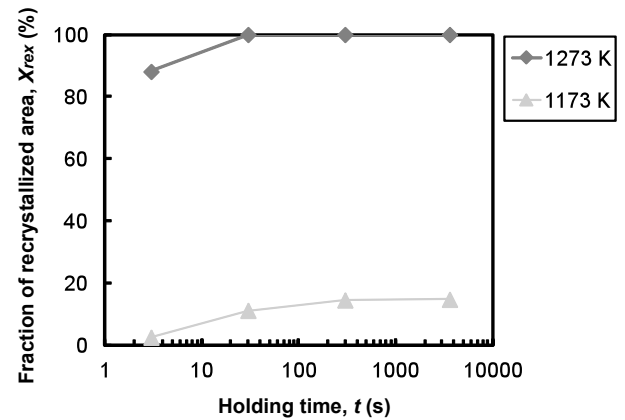


Fig. 11. Relationship between the fraction of recrystallized area and holding time / temperature.

軟化現象は、加工により材料内部に生じた加工硬化が、熱処理により回復する現象である。加工硬化は転位の蓄積により生じ⁸⁾、その軟化の主要因として、転位の上昇運動による逆向き転位の合体による消滅と、粒界などに蓄積した転位が新たな粒界となる再結晶が挙げられる。逆向き転位の合体による回復は低ひずみ・低温領域から発生するものの遅く、再結晶による回復は高ひずみ・高温領域でのみ発生するが速い。両者は同時に発生し、ひずみ回復の手段として競合する関係にあるが⁹⁾温度により回復量全体に対する寄与の割合は変化すると考えられる。

Fig. 12 は、これらをモデル化したものであり、Fig. 13 は試験結果をプロットしたものである。ここから、軟化に対する再結晶による回復の寄与は温度に大きく影響されることがわかる。すなわち、Fig. 13 より、高温になるほど転位の上昇・消滅による回復の寄与が低下する傾向が得られた。なお、再結晶がごく短時間で完了する高温条件下では、再結晶が完了した状態にも関わらず軟化が完了せず、Fig. 13 の 1273 K × 30 s 保持の結果のように、数値の逆転がみられることがある。これは、加工中、動的再結晶によりひずみが回復した後の結晶粒に対し、再度、再結晶が生じない程度の小さなひずみが付与されることで加工硬化が生じ、これが熱処理時に軟化した分として表現されていると考えられる。Fig. 14 に、1073 K、打撃間時間 3 s の 2 段圧下試験から得られた s-s 曲線を示す。1 段目、2 段目問わず、 δ 相の析出により加工硬化が減少する傾向が得られた。これは、 δ 相の析出による変形抵抗のピーク応力が低下する報告¹⁰⁾ から説明できる。また、 δ 相の析出による母相の界面エネルギーの増加が再結晶を抑制する報告¹¹⁾ もあり、 δ 相の析出により生じた母相 - δ 相界面は、母相同士の粒界を介し、粒界同様に転位の拡散パスとして働き、特に高温領域での動的軟化の促進、すなわち加工硬化の減少を生じさせたと考えられる。Fig. 15 に、 δ 相を析出させた試験片、 δ 相を析出させなかった試験片、それぞれを 1173 K 条件で熱処理したものの組織写真を示す。いずれも再結晶面積率は 20% 程度であり、 δ 相の析出有無が再結晶の進行におよぼす影響は無いと考えられる。初期粒径の差が降伏点や加工硬化特性におよぼす影響については、初期粒度を #4 程度に揃えたことで、無視できると考える。以上より、本実験条件において、軟化に影響する加工硬化量、および再結晶面積率について、 δ 相の析出有無は影響せず、Table 5 に示す通り、軟化を進行させる活性化エネルギーにも影響が無い結果となったと考えられる。

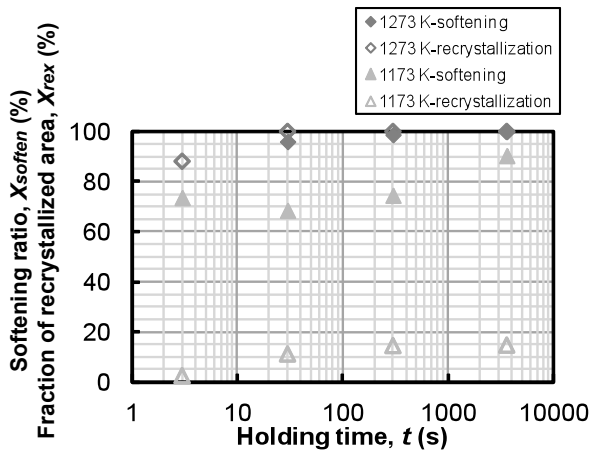
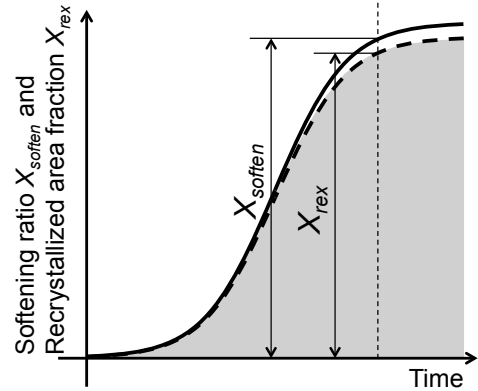
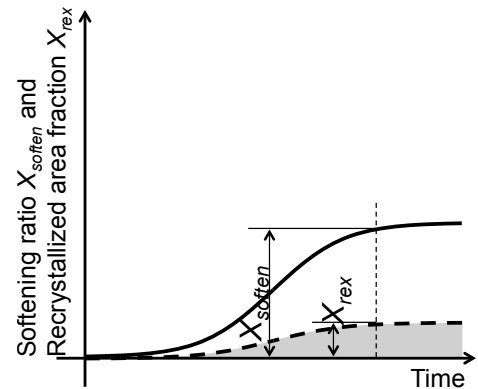


Fig. 13. Relationship between time recrystallized area fraction and softening ratio.



(a) At high temperature.



(b) At low temperature.

Fig. 12. Schematic illustration of relationship between time, recrystallized area fraction and softening ratio.

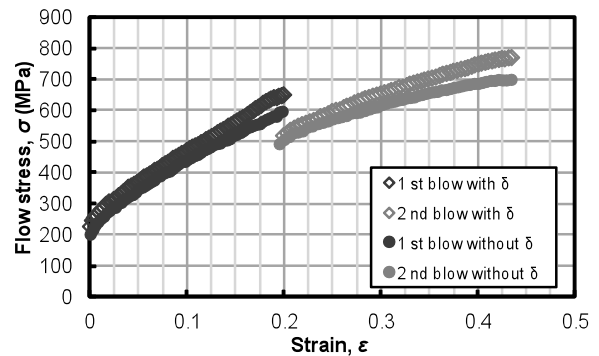
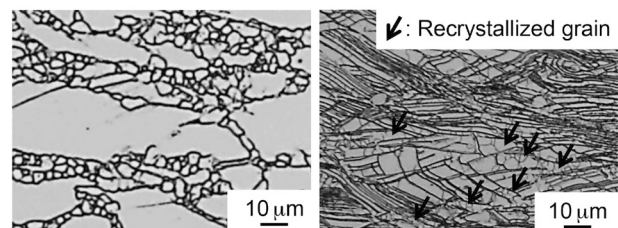


Fig. 14. Stress-strain curves of 2-step compression test with / without δ -phase.



(a) without δ -phase

(b) with δ -phase

Fig. 15. Microstructure of specimens without δ -phase and with δ -phase after the compression and heat treatment.

3. 4. 2 軟化率を考慮した荷重予測 およびその精度検証

Fig. 16 に δ 相を析出させた試験片での 4 段圧下試験 についての変位 - 荷重の測定および計算結果を示す. 実 測の鍛造荷重に対し, 軟化率を導入した鍛造荷重予測結 果は, 軟化率を導入しなかった場合に比べ, 格段に予測 精度が向上した.

また, 2 段目以降で軟化率を導入しない条件で鍛造荷 重が低く見積られる傾向にあった. これは, 応力の極大 値を持つ s-s 曲線について, ひずみの増加に対して応力 が減少する条件が計算に用いられたためである.

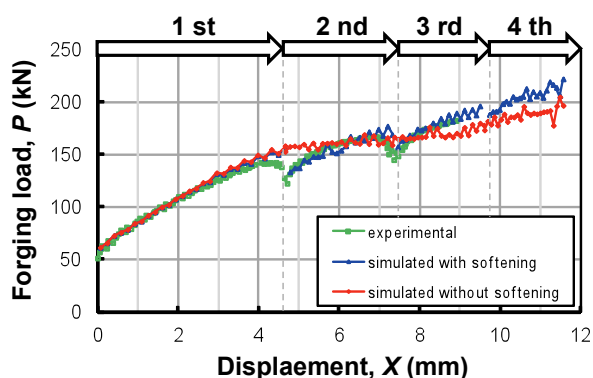


Fig.16. Comparison of the forging load for the specimen with δ -phase between experimental and simulation or without softening effect.

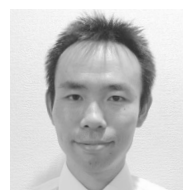
4. 結 言

Alloy718 の熱間逐次成形を模擬した一連の多段圧下 試験とその解析により, 以下の知見を得た.

- 1) Alloy718は十分な塑性ひずみがかわった状態で 1173 K 以上の環境で保持すると粒界に再結晶を生じ, 軟化 挙動のメカニズムが転位の上昇運動によるひずみ回 復から, 再結晶へと変化する傾向が認められた.
- 2) Alloy718に析出, 鍛造・熱処理による δ 相を微細分散 化することで粒界ピン止め効果を生じ, 軟化現象を 促進する効果があることが分かった.
- 3) 得られた軟化率を有限要素解析ソフトウェアに導入し, 予測精度検証試験として, δ 相を析出させた試験 片を用いて 4段圧縮試験を実験および計算で実施し, 定式化した軟化率の導入により荷重予測精度が向上 することを示した.

(文 献)

- 1) 経済産業省 資源エネルギー庁: 平成 27 年度エネ ルギーに関する年次報告 第 2 部 1 章 国内エネ ルギー動向, 144.
- 2) 経済産業省 資源エネルギー庁 総合資源エネ ルギー調査会 長期エネルギー需給見通し小委員会: 第 5 回会合 資料 3, 2
- 3) 櫻井信吾, 森加奈恵, 岡島琢磨, 吉田弘明, 大竹 拓至, 石川孝司: 第 64 回塑性加工連合講演会予稿 集, 289.
- 4) 八田武士, 廣中智久, 吉田弘明, 五十川幸宏, 益永敦郎: 電気製鋼, 78(2007), 215
- 5) 瀬沼武秀, 矢田浩, 松村義一, 浜鍋修一, 中島浩衛: 鉄と鋼, 70(1984), 1392.
- 6) A. Yanagida and J. Yanagimoto: Material Science and Engineering, A 487(2008), 510.
- 7) C. M. Sellars: Int. Conf. Hot Working and Forming Process, Metal Society, (1980), 3
- 8) 日本金属学会編: 『新版転位論: -その金属学への応 用-』, 丸善株式会社, (1971), 50.
- 9) 古林英一: 『再結晶と材料組織: 金属の機能性を引 きだす』, 内田老鶴圃, (2000), 69.
- 10) H. Yuan and W. C. Liu: Material Science & Engineering A, 408(2005), 281.
- 11) A. Agnoli, M. Bernacki, R. Loge, J. M. Franchet, J. Laigo and N. Bozzolo: Superalloys 2012, (2012), 73.



櫻井信吾



大竹拓至



岡島琢磨



藤原正尚



木村利光



湯川伸樹