超塑性変形を受けた $(\alpha + \gamma)$ 二相ステンレス鋼の疲労挙動[†]荻山 博之* 白石 哲郎**
佃 等*** Iswadi JAUHARI ****Fatigue Behaviors of Superplastically Deformed $(\alpha + \gamma)$ Duplex Stainless Steel

by

Hiroyuki OGIYAMA*, Tetsuro SHIRAISHI**, Hitoshi TSUKUDA***
and Iswadi JAUHARI****

Fatigue tests were performed using $(\alpha + \gamma)$ duplex stainless steel specimens which had been deformed superplastically in the various strain range. The effect of the changes in the variables such as microstructure and surface roughness of the specimens during superplastic deformation on the fatigue strength of the deformed specimens were investigated. The fatigue strength of the superplastically deformed duplex stainless steel was found to decrease with increasing in the superplastic straining. The reduction in the fatigue strength was caused by the coarsening of the grains and the increasing in surface roughness of the specimens during superplastic flow. The fatigue strength of the specimens was also proved to be not affected by the formation of cavities during superplastic flow. Moreover, it was shown that the increase in surface roughness of the specimens with the superplastic straining was large at the initial stage of straining and this behavior resulted in the remarkable reduction in the fatigue strength of the specimens. The post-deformed fatigue strength of the specimens with the surface polished treatment, however, could be improved by superplastic straining up to 200%.

Key words: Superplastic deformation, $(\alpha + \gamma)$ Duplex stainless steel, Fatigue strength, Cavity, Grain growth, Surface roughness

1 緒 言

$(\alpha + \gamma)$ 二相ステンレス鋼は応力腐食割れや孔食に対する高い抵抗を持つと同時に高強度を示す^{1)~4)}ことから工業上の広い分野における活用が期待されている。一方、本鋼に特定の加工熱処理を施すと適切な温度、ひずみ速度において超塑性を示すことが知られている。^{5)~8)}この超塑性現象を利用すれば、難加工材に属する本鋼の加工成形が極めて容易に実現できる。しかも、この加工材は、超塑性変形の必要条件である等軸微細組織を加工後も保持していることになる。従って、これらの加工材(加工品)は常温において使用する際には優れた強度、じん性を示すことが予想され、実用上極めて好都合であり、本鋼のさらなる利用の拡大が期待される。

しかし、一方、本鋼においては超塑性加工に伴いキャビティの形成、結晶粒の成長⁹⁾および表面形状の変化が生じる。これらの因子が疲労強度に及ぼす影響を明らかにすることは加工条件の確立など実用上からも極めて重要であると考えられるが、これらに関する知見はほとんど得られていない現状である。そこで、本研究では、 $(\alpha + \gamma)$ 二相ステンレス鋼の超塑性変形中に生じる上述の諸因子が加工後の疲労挙動に及ぼす影響について検討した。

2 供試材および実験方法

使用した材料は市販の $(\alpha + \gamma)$ 二相ステンレス鋼(SUS 329J1)である。その化学成分を Table I に示す。前処理として、 α 単相化(1300℃, 1h 加熱後水冷)後75%の圧下率で冷間圧延を施し、圧延方向に引張軸を持つ試験片を作成した。その一例を Fig. 1 に示す。なお、各試験片は超塑性変形を与えた後、疲労試験に供するため、超塑性変形量により試験片の平行部の伸長や断面減

Table I. Chemical composition of the steel.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SUS329J1	0.02	0.36	0.08	0.027	0.007	5.43	23.8	1.23

Fig. 1. Shape and dimensions of the specimen.

† 原稿受理 平成 12 年 8 月 7 日 Received Aug. 7, 2000

* 正 会 員 愛媛大学工学部機械工学科 〒790-8577 松山市文京町, Dept. of Mech. Eng., Ehime Univ., Bunkyo-cho, Matsuyama, 790-8577

** 正 会 員 愛媛大学工学部機能材料工学科 〒790-8577 松山市文京町, Dept. of Mech. Eng., Ehime Univ., Bunkyo-cho, Matsuyama, 790-8577

*** 愛媛大学工学部機械工学科 〒790-8577 松山市文京町, Dept. of Mech. Eng., Ehime Univ., Bunkyo-cho, Matsuyama, 790-8577

**** 愛媛大学大学院 〒790-8577 松山市文京町, Graduate Student, Ehime Univ., Bunkyo-cho, Matsuyama, 790-8577

少の程度が異なることを考慮して、あらかじめ試験片厚さを5～7mm、標点間距離を5～10mm、板幅8～12mmに調整し、超塑性試験に供した。

超塑性試験は、約1K/sの速度で950℃まで昇温し、均熱化のため無負荷で5min. 保持した後、大気中で一定クロスヘッド速度（初期ひずみ速度 $=1.0 \times 10^{-2}/s$ ）の条件で行い、1050%の破断伸びが得られた。試験片には種々のひずみ量（0%, 210%, 420%, 630%）まで変形を与えた後、そのままの状態での疲労試験に供した。また、超塑性試験に伴う結晶粒の成長が疲労強度に及ぼす影響を検討するため、一部の210%加工材についてはさらに950℃で1h加熱し、630%加工材と同一結晶粒を持つ試験片（加熱材）を作成した。さらに、未加工材および一部の各加工材については、加工に伴う試験片表面形状の変化の疲労強度に及ぼす影響を検討するため、エメリー紙およびバフ仕上げによる表面研磨を施し（研磨材）疲労試験に供した。

3 実験結果および考察

3・1 超塑性変形に伴う諸因子の変化

前述のように、超塑性変形に伴って、結晶粒の成長、キャビティの生成および試験片表面形状の変化が生じ、これらの各因子の変化によって超塑性加工材の疲労強度が影響を受けるものと思われる。そこで、まず、超塑性変形に伴うこれらの各因子の変化について述べる。

3・1・1 超塑性変形に伴う組織（結晶粒）変化について Fig. 2に各変形段階における組織写真を示す。変形前組織は、微細な γ 結晶粒と、前処理として導入された冷間圧延により圧延方向に伸長したバンド状の粗大な γ 結晶粒から成る極めて不均一な組織である（Fig. 2 (a)）。

また、母相 α はほとんど未再結晶状態であり粗大な旧 α 結晶粒が残存している。変形の初期段階（ $\epsilon=210\%$ ）において、母相 α は再結晶により、また、バンド状の粗大な γ 結晶粒は分断されることによりそれぞれ微細化され、

等軸微細（ $\alpha+\gamma$ ）組織が生成されている（Fig. 2 (b)）。その後、変形量の増加に伴い α 、 γ 両結晶粒共に等軸を維持し結晶粒の成長が進行することが認められた（Fig. 2 (c) (d)）。

3・1・2 超塑性変形に伴うキャビティの生成について Fig. 3に示すように、超塑性変形に伴い加工材中にはキャビティが生成し、変形量の増加とともにその数が増加し、また、加工材表面部の方が内部より生成量が多いことが明らかにされた。Fig. 4にキャビティの一例を示す。なお、Fig. 3の横軸は、各試験片の板厚が異なるため表面からの距離を板厚の半長で除し無次元化している。 $\epsilon=600\%$ 程度までの変形範囲ではキャビティは α および γ 結晶粒径以下の大きさの微細なものであることが判明した。

3・1・3 超塑性変形に伴う表面形状の変化について Fig. 5に超塑性変形を受けた試験片表面の粗さ測定結果を示す。この測定は試験片軸方向に沿って測定したものである。さらに、この結果を各変形量に対して平均粗さ

Fig. 3. Number of cavities created in the specimens after various superplastic deformations.

Fig. 2. Microstructures of the superplastically deformed specimens.

Fig. 4. Cavities in the specimen deformed up to $\varepsilon = 420\%$.

Fig. 5. Surface roughness of the superplastically deformed specimens.

および最大粗さで整理したものがそれぞれ、Fig. 6 および Fig. 7 である。各図から明らかなように、超塑性変形に伴い加工材の表面には肌荒れが生じその平均粗さは変形量とともに増大するが、最大粗さは210%変形までは大きな増加を示し、その後はやや低下しほぼ一定になることが認められた。

3・2 超塑性加工材の疲労強度について

Fig. 8 に各変形量を与えた超塑性加工材の S-N 曲線を示す。本鋼の超塑性加工材の疲労強度は超塑性変形量(加工度)の増加に伴って低下を示し、また、この強度低下の度合は超塑性変形初期に大きくその後変形量の増大に伴い次第に小さくなることが明らかにされた。

これらの疲労強度低下をもたらす要因として、超塑性加工に伴う結晶粒の成長、キャビティの生成および試験片表面の肌荒れが考えられる。そこで、以下にこれらの諸因子の疲労強度に及ぼす影響を検討した。

3・2・1 疲労強度に及ぼす肌荒れの影響 前述のよ

Fig. 6. Average roughness of the superplastically deformed specimens.

Fig. 7. Maximum roughness of the superplastically deformed specimens.

Fig. 8. S-N curves for the superplastically deformed specimens.

うに、超塑性変形に伴い試験片表面に凹凸（肌荒れ）が生じ、このことが超塑性変形に伴う疲労強度低下の一要因と考えられる。そこで、この影響を検討するために、加工により生じた試験片表面の凹凸を除去する目的で加工材に表面研磨を施し未研磨材の疲労強度と比較検討を行った。Fig. 9 に 210%, 630% 加工材およびこれらの表面研磨材の S-N 曲線を示す。

両加工材ともに表面研磨を施すことにより、高寿命になるにつれ疲労強度は上昇することが明らかにされた。

この事実は、超塑性変形に伴って試験片表面に生じる肌荒れ（凹凸）が特に高寿命疲労強度を低下させていることを意味する。試験片表面の凹凸は切欠きとして作用するため表面粗さが大きくなると疲労強度が低下することはよく知られている。¹⁰⁾ また、一般に低サイクル疲労はき裂の発生時期が早くその成長過程が寿命を支配し、高サイクル疲労ではき裂発生あるいは初期成長過程が寿命を支配することも周知の事実である。¹¹⁾ 従って、本実験における超塑性変形に伴って生じる試験片表面肌荒れの発達は、き裂発生もしくは初期成長過程を促進するため高サイクル領域程その影響がより大きく現れ、疲労強度の低下をもたらす役割を果たしているものと理解される。

つぎに、210% 加工材と 630% 加工材を比較すると、表面研磨による疲労強度の上昇量はやや前者のほうが大きいことが認められる。換言すると、超塑性加工に伴う表面あらさの変化の疲労強度に及ぼす影響（強度低下）は超塑性変形の初期（ひずみ量が 200% 程度）に最も大きく、その後はやや低下することになる。このことは、定性的には、前述のように (Fig. 6), 加工に伴う表面粗さ（平均粗さではなく最大粗さ）の変化が変形初期に最も大きくなることに対応しているが、このことに関する詳細については今後の課題としたい。

つぎに、未加工材 (Fig. 8 中の○印), 210% 加工・研

Fig. 9. S-N curves for the deformed and the surface polished specimens.

磨材 (Fig. 9 中の△) および 630% 加工・研磨材 (Fig. 9 中の○印) を比較すると 210% 加工・研磨材が疲労強度が最も高いことが認められる。ここで各試験片表面研磨を施しており表面状態は同じである。すなわち、表面状態を同じにすれば、ひずみ量が 200% 程度の超塑性加工を施すことにより疲労強度をさらに改善することが期待できることが示されている。このことは前述の超塑性変形初期に均一で微細な組織が生成する (Fig. 2 (b)) が関連しているものと理解されるが、これについても今後さらなる検討を進めたいと考えている。

なお、本実験においては引張りによる超塑性加工を施しているため試験片表面の拘束はなく加工により大きな表面荒れが生じているが、実用の超塑性加工法の一つである金型成型のような場合においては加工材の表面拘束により加工に伴う表面荒れは生じ難く、従って変形初期においては組織の均一微細化による加工製品の疲労強度の改善が期待できるものと考えられる。

3・2・2 疲労強度に及ぼす結晶粒径およびキャビティの影響 Fig. 10 に 210% および 630% の超塑性加工試験片と 210% 加工後加熱を施した試験片（加熱材）の S-N 曲線を示す。

いずれの試験片も表面研磨を施し表面状態は同一条件に揃えている。ここで、加熱材は 210% 加工材より結晶粒径が大きくキャビティ量は少なく^{*1}、また、加熱材 (210% 加工) は 630% 加工材と結晶粒径が同一であり^{*2}、キャビティ量は少ない。さて、Fig. 10 より、加熱材の疲労強度は 210% 加工材より低く、630% 加工材とほぼ同じであることが認められる。この事実は、キャビティが少ない条件でも結晶粒径が大きくなると疲労強度は低下し、

Fig. 10. S-N curves for the surface polished and heated specimens.

*1 同じ加工度であるが加熱材は加熱に伴って封孔効果によりキャビティは減少しているものと考えられる。

*2 この条件になるように 950℃, 1h 加熱の熱処理をしている。

また、キャビティが少ない条件でも結晶粒径が同一の場合には疲労強度に差異が生じないことを示している。したがって、ひずみが200%から600%程度までの超塑性変形段階においては超塑性変形中の結晶粒の粗大化が疲労強度低下の一要因であり、変形に伴うキャビティ量の増加はほとんど疲労強度には影響を及ぼしていないことが明らかにされた。

3・2・3 超塑性加工材の疲労強度について 3・2・1項および**3・2・2**項は次のように要約される。Fig. 8に示した超塑性変形に伴う疲労強度低下の主要因は加工に伴う表面荒れおよび結晶粒の粗大化であり、キャビティの生成ほとんど影響を及ぼしていないと言えよう。さらに、超塑性変形の初期段階においては均一微細組織が生成されることにより組織的には疲労強度の改善が図られるが、一方で大きな表面荒れが生じることにより結果的には疲労強度が大きく低下し、その後の変形段階においては表面荒れに加えて結晶粒の粗大化が強度低下に寄与しているものと考えられる。

4 結 言

特定の前処理を施した市販の($\alpha+\gamma$)二相ステンレス鋼に種々の変形量の超塑性加工を与え、加工中に生じる諸因子の変化が加工後の疲労挙動に及ぼす影響を検討し、次のような結果が得られた。

(1) 本鋼の超塑性加工材の疲労強度は超塑性変形量の増加に伴って低下する。

(2) (1) が示されることについては、超塑性変形に伴う結晶粒の粗大化および表面の肌荒れが主要因であり、

変形に伴って生じるキャビティの影響はほとんど認められない。

(3) 塑性変形に伴う疲労強度の低下は超塑性変形初期に大きく現れ、このことには表面荒れが大きくなることが起因している。

(4) 本鋼にひずみが200%程度の超塑性変形を与えることにより均一で微細な二相組織が生成され、これに伴って疲労強度の改善が期待される。

参 考 文 献

- 1) G. C. Jr. Bodine and C. H. Sump, Mater. Perform., **16**, 13 (1977).
- 2) 小若正倫, 日本金属学会報, **17**, 657 (1987).
- 3) 荻山博之, 佃 等, 曾山義朗, 田村今男, 材料, **36**, 129 (1987).
- 4) 荻山博之, 佃 等, 曾山義朗, 日本機学会論文集, A-**55**, 896 (1989).
- 5) 前原泰裕, 鉄と鋼, **73**, 1722 (1987).
- 6) Y. Maehara, Metall. Trans., **22A**, 1083 (1991).
- 7) 津崎兼彰, 松山博久, 長尾 護, 牧 正志, 日本金属学会誌, **54**, 878 (1990).
- 8) 荻山博之, 白石哲郎, 佃 等, 山口晶大, 材料, **42**, 1058 (1993).
- 9) 東 健司, 機械の研究, **44**, 724 (1992).
- 10) 日本機械学会編, 疲れ強さの設計資料(Ⅱ), 7 (1965).
- 11) G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, Mc GRAW-HILL (International Editions), 394 (1986).