

横浜国立大学学位論文

組織制御とショットピーニングによる
自動車部品の疲労強度向上に関する研究

横浜国立大学附属図書館



11472691

指導教官 安藤 柱 教授

2003年12月15日

工学府 機能発現工学専攻

01SA402 岡田 秀樹

目次

第1章 序論	1
1.1 研究背景および従来の研究概要	1
1.1.1 自動車部品とそれを取り巻く環境	1
1.1.2 疲労強度に影響を及ぼす要因	2
1.1.3 疲労の過程とその機構	3
1.1.4 結晶粒微細化の目的	4
1.1.5 結晶粒微細化手法に関する最近の研究	4
1.1.6 結晶粒径と疲労に関する従来の研究概要	5
1.1.7 ショットピーニングとは	7
1.1.8 疲労強度向上を目的としたショットピーニングに関する 従来の研究概要	8
1.1.9 ショットピーニングによる残留応力の発生機構	9
1.2 本研究の目的および構成	11
1.2.1 本研究の目的	11
1.2.2 本論文の構成	12
参考文献	21

第2章 ショットピーニングにより形成される残留応力の材料硬さ依存

性	24
2.1 緒言	24
2.2 実験方法	25
2.2.1 試験片	25
2.2.2 ショットピーニング方法およびその条件	25
2.2.3 残留応力測定方法	25
2.3 実験結果および考察	26
2.3.1 疲労に対して理想的な残留応力分布とは	26
2.3.2 SPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係	26
2.3.3 DSPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係	27
2.3.4 SDSPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係	28
2.3.5 ショットピーニング方法と試験片硬さと残留応力の関係	29
2.3.6 残留応力と材料の降伏応力の関係	29
2.4 結言	30
参考文献	49

第3章 ショットピーニングにより形成される残留応力の予応力依存性

	50
3.1 諸元	50
3.2 試験片および実験方法	51
3.2.1 試験片	51
3.2.2 ショットピーニング条件およびその条件	51
3.2.3 残留応力測定方法	51
3.2.4 実験方法	52
3.3 実験結果および考察	52
3.3.1 4点曲げの場合	52
3.3.2 単軸引張りの場合	54
3.3.3 ねじりの場合	54
3.3.4 巻ばねの場合	55
3.3.5 予応力の効果に及ぼす負荷様式および試験片寸法の依存性	56
3.3.6 有限要素法による検証	57
3.4 結言	57
参考文献	77

第4章 疲労強度に及ぼす脱炭とショットピーニングの影響

	78
4.1 諸元	78
4.2 実験方法	79
4.2.1 試験片	79
4.2.2 ショットピーニング条件	80
4.2.3 統計的設計支援システムおよび実験計画法	80
4.2.4 測定方法	81
4.3 実験結果および考察	81
4.3.1 表面粗さに影響を及ぼす要因	81
4.3.2 残留応力に影響を及ぼす要因	82
4.3.3 表面硬さに影響を及ぼす要因	82
4.3.4 影響度解析結果	83
4.3.5 疲労に対して最適な加工条件	83
4.3.6 多変量解析結果	84
4.3.7 表面粗さと最表面の残留応力低下率の関係	84
4.4 巻ばねでの実験結果	85
4.4.1 材料およびばね諸元	85
4.4.2 ばね製造工程	85
4.4.3 大気疲労試験結果	86
4.5 結言	87

参考文献	114
------	-----

第5章 結晶粒微細化による金属ベローズの疲労強度向上 115

5.1 諸元	115
5.2 実験方法	116
5.2.1 試験片	116
5.2.2 実験方法	117
5.2.3 組織および結晶粒径調査方法	117
5.2.4 硬さおよび引張試験方法	117
5.2.5 疲労試験	118
5.3 実験結果	118
5.3.1 BA 温度と結晶粒径の関係	118
5.3.2 BA 温度と組織の関係	118
5.3.3 BA 温度と機械的性質の関係	118
5.3.4 BA 温度と加工性の関係	119
5.3.5 結晶粒径と疲労強度の関係	119
5.4 考察	120
5.4.1 結晶粒径の影響	120
5.4.2 表面粗さの影響	121
5.4.3 硬さの影響	122
5.4.4 残留応力の影響	123
5.4.5 耐食性への影響	123
5.5 結言	123
参考文献	148

第6章 ショットピーニングによる金属ベローズの疲労強度向上 149

6.1 諸元	149
6.2 実験方法	150
6.2.1 試験片およびベローズ製造工程	150
6.2.2 ショットピーニング方法	150
6.2.3 残留応力測定方法	151
6.2.4 疲労試験	151
6.3 実験方法	151
6.3.1 投射圧力とベローズ表面の残留応力の関係	151
6.3.2 ガラスビーズ径とベローズ表面の残留応力の関係	151
6.3.3 投射圧力とガラスビーズ径と疲労寿命の関係	152
6.3.4 S-N 線図	152
6.4 考察	152

6.4.1	残留応力の影響	152
6.4.2	加工硬化の影響	153
6.4.3	表面粗さの影響	154
6.4.4	残留応力深さの影響	155
6.5	結言	156
	参考文献	174

第7章 高強度材 SUS631 を用いた金属ベローズの疲労強度向上 175

7.1	諸元	175
7.2	実験方法	175
7.2.1	試験片	175
7.2.2	実験方法	176
7.2.3	結晶粒径調査方法	176
7.2.4	硬さ測定方法	176
7.2.5	残留応力および残留オーステナイト測定方法	176
7.2.6	疲労試験方法	177
7.3	実験結果	177
7.3.1	結晶粒微細化に関する実験結果	177
7.3.2	ショットピーニングに関する実験結果	178
7.3.3	疲労試験結果	179
7.4	考察	179
7.4.1	硬さの影響	180
7.4.2	残留応力の影響	180
7.4.3	表面粗さの影響	181
7.4.4	疲労限度と静的強度の比	181
7.5	結言	182
	参考文献	202

第8章 総括 203

本研究に関する論文と特許 208

謝辞 212

第1章 序 論

1.1 研究背景および従来の研究概要

1.1.1 自動車部品とそれを取り巻く環境

近年 CO₂ 排出による地球温暖化問題は注目されており，特に自動車による CO₂ 排出量は，わが国の CO₂ 総排出量の約 21% を占めているため，車両の軽量化による燃費向上は，重要な開発課題である¹⁾．車両の軽量化によって燃費を向上させることは，単に CO₂ を削減することだけでなく，「走る・曲がる・止まる」という自動車の基本性能にも大きな影響を及ぼすとともに，衝突安全などへの対応も考えると，自動車としては最も重要な技術であるといえる¹⁾．

自動車部品の一つにサスペンション用巻ばねがあり，この重量 w を算出する式を(1-1)に示す．

$$w = \frac{2G\rho P^2}{k\tau^2} \quad \dots \dots (1-1)$$

w : 重量 (Kg), G : 横弾性係数 (N/mm²), ρ : 密度 (kg/cm³), P : 荷重 (N),
 k : ばね定数 (N/mm), τ : せん断応力 (N/mm²)

この式から同一のばね荷重特性を保ち，かつ軽量化を図るためには，①横弾性係数を小さくする ②密度を小さくする ③せん断応力を高くする，という3種類の方策が考えられる．①②は，材料固有の値なのでチタン，アルミニウム，マグネシウムなどの軽金属を用いることが有効である．③は，材料に関係なく軽量化が図れる方法であり，サスペンション用巻ばねとしてはばね鋼鋼材 (JIS G 4801) が使われている．せん断応力を高くするためには疲労強度を向上させる必要がある．

1.1.2 疲労強度に影響を及ぼす要因

一般に、疲労強度に影響を及ぼす要因としては、加熱による脱炭、硬さ、平均応力、切欠効果、寸法効果、残留応力、表面状態（表面仕上げと表面処理）、欠陥（介在物、偏析、き裂）、腐食（前腐食と腐食疲労）などが挙げられる²⁾。

Fig.1.1 に典型的な平滑材の疲労限度と硬さの関係を示す³⁾。疲労限度 σ_{w0} は、HV=400 程度までは硬さ HV にほぼ比例し、その関係は次のようになることが知られている。

$$\sigma_{w0} = 1.6HV \quad (\sigma_{w0} : \text{MPa}, HV : \text{kgf/mm}^2) \quad \dots \dots (1-2)$$

HV>400 では、疲労限度の上昇傾向は直線からはずれて緩やかになるだけでなく、ばらつきも大きくなる。これは、 σ_{w0} と HV の関係が成立しなくなるといより、HV の上昇とともに材料中に含まれる微小な欠陥、介在物あるいは表面粗さが切欠きとして効果を表すためである⁴⁾。また、村上らは HV>400 における疲労限度のばらつきは、試験片の数を増やせばさらに大きくなる性質のものであることを介在物の統計的評価によって報告している⁵⁾。このことは試験片の寸法が大きくなれば、予想される疲労限度が低い値となることを意味している⁶⁾。

表面粗さと疲労強度に関する研究では、表面の凹凸は一種の切欠き作用を持つと考えられ、凹凸が大きくなるほど疲労強度は低下する。Fig.1.2(a)に鋼材の各種表面仕上げ法における回転曲げ、平面曲げの疲労限度と引張強さの関係を示す⁷⁾。引張強さが大きい材料ほど仕上げ方法の違いが疲労強度に大きく影響する。鍛造、熱間鍛造の場合には、引張強さが大きくなっても疲労強度は増加しない。Fig.1.2(b)は、同じく表面係数と引張強さの関係を示したものである。ここで表面係数とは、粗さ $1\mu\text{m}$ の状態の疲労限度を基準とし、任意の表面粗さの疲労限度との比をいう。一般に材料の引張強さが大きくなるにしたがい、表面係数の低下は大きくなっている⁷⁾。つまり硬い材料ほど表面粗さの影響による疲労強度の低下率が大きい。

次に、残留応力が疲労強度に及ぼす例を紹介する。切欠き材では、切欠底の圧縮残留応力が応力集中を減少させるので、平滑材よりも疲労強度の向上が著しい。特に応力こう配が大きいほど表面圧縮残留応力の影響が顕著に現れる。これは切欠き底にき裂が生じて、疲労き裂の進展が圧縮残留応力のために阻止されていることを示している^{8, 9)}。このように、疲労強度に影響を及ぼす要因は多数存在し、これらの要因が相互に密接に関連し合っているため、疲労現象がきわめて複雑な現象であると理解できる。

1.1.3 疲労の過程とその機構

疲労過程は、き裂発生過程とき裂進展過程からなり、き裂進展が不安定域に達して最終破断に至る。このような考えに基づいて Forsyth は、疲労過程が材料表面の結晶の粒内（または粒界）において現れるせん断応力支配型のすべり変形からき裂発生に至る第1段階、ならびに巨視的には引張り応力軸に対してほぼ垂直にき裂が進展する第2段階からなることを指摘した^{10, 11)}。すなわち、

$$N_f = N_c + N_p \quad \cdot \cdot \cdot \cdot (1-3)$$

ここで、 N_f は疲労寿命、 N_c はき裂発生寿命、 N_p はき裂進展寿命である¹²⁾。この疲労過程に基づいて安藤らは、疲労過程を Fig.1.3 に示す7過程に分類し、各過程における支配因子とその抵抗因子を明確にし、鋼の疲労強度向上の指針とした¹³⁾。その結果、応力比 $R (\sigma_{\min}/\sigma_{\max}) \geq 0$ なる部品の疲労強度を向上させるためには、

- ① 材料の降伏応力（硬さ）を、可能な限り高くする。
- ② 可能な限り大きくて深い圧縮の残留応力を導入する。特に細粒鋼の場合には最表面の圧縮残留応力を可能な限り大きくする。
- ③ 材料の結晶粒は、可能な限り小さくする。

という結論に達した。

1.1.4 結晶粒微細化の目的

鉄鋼材料に限らず、すべての構造材料において組織の微細化は、機械的性質および耐食性などの諸特性を改善するうえで、非常に効果的である。なかでも結晶粒微細化による強化は、析出強化や転位強化などの他の強化手段に比べて、延性や靱性をあまり損なわずに材料の強度を増加させることができるため、構造材料の強靱化という観点からは最も有効な手段である^{14, 15)}。そして、その強化機構については、ほとんどの構造用金属材料に適用可能であり、強度 σ と結晶粒径 d の間には、Hall-Petchの関係、

$$\sigma = \sigma_0 + k d^{-1/2} \quad \dots \dots (1-4)$$

が経験的に成り立つことがよく知られている^{16, 17)}。ここで、 σ_0 , k は定数である。このHall-Petchの関係はあくまでも経験則であり、その理論的説明としては転位の粒界への堆積に基づく説明などがあるが、まだその機構が十分に解明されているとは言いにくい。そもそも(1-4)式は、軟鋼の下降伏応力に対して見出されたものであるが、Fig.1.4に示すようにこの関係は、種々の金属材料において成り立つことが分かる。Fig.1.4は、Hansenがまとめたものであり、図中には元となるデータ(純銅を除く)もプロットしている^{18, 19)}。プロットした点の範囲からも、鉄やアルミニウムにおいて通常得られる最小粒径が数十 μ m程度であることがわかる。また、鉄におけるHall-Petch曲線の傾き{(1-4)式における k }は、他の金属よりも大きく、結晶粒微細化によってより高い強度レベルにまで到達することができる¹⁹⁾。このように結晶粒微細化と疲労強度の関係は、前記で触れたように高強度側では平衡状態にあるものの、種々の鋼の疲労限度は引張強さにほぼ比例することが知られており、結晶粒微細化は静的強度の向上を通じて疲労強度を向上する効果が期待できる²⁰⁾。

1.1.5 結晶粒微細化手法に関する最近の研究

例えば鉄鋼材料では、加熱あるいは冷却中にオーステナイト(γ)相とフェ

ライト (α) 相の間で相変態が起こることが最大の特徴であり、普通炭素鋼でも γ 域まで急速加熱して室温まで冷却する操作を数回繰り返すだけで、 α 結晶粒を $3\sim 4\ \mu\text{m}$ まで微細化できる^{14, 21)}。

また、相変態のないアルミニウム合金などについては、冷間圧延または熱間圧延後の回復・再結晶を利用して結晶粒を微細化する手法が一般的に採用され、 γ 系ステンレス鋼 SUS304 を例にとると結晶粒径が $10\ \mu\text{m}$ 程度まで微細化できる^{14, 22)}。West らは、16-12 ステンレス鋼をサブゼロ圧延して多量の加工誘起マルテンサイト (α') 相を導入し、873K 以上の温度で焼鈍すれば α' 相から形成された γ 粒は、未変態の再結晶粒 γ 粒よりも微細になることを指摘している²³⁾。その性質を利用して高木らは、準安定な γ 鋼を強加工していったん α' 単相としたのち、850K 付近の温度で再び γ 相へ逆変態させることによって平均粒径が $0.5\ \mu\text{m}$ の超微細 γ 粒組織を得ている^{24, 25)}。

最近の研究では、鉄鋼材料の結晶粒径を $1\ \mu\text{m}$ 以下にまで微細化する手段の一つとして、超強加工による直接的な細粒化に大きな関心が寄せられている。従来の細粒化技術は、加工後に熱処理して相変態や再結晶といった現象を利用するものであったが、超強加工による微細化は、真ひずみで $4\sim 10$ に相当する大きなひずみを材料に付与して、転位や点欠陥の運動を介して変形だけで結晶粒径をナノサイズにまで微細化するというユニークな手法である¹⁴⁾。その方法にもいろいろあるが、振動型ボールミルを用いた金属粉末のメカニカルミリングにより得られた超微細粒鉄の場合には、粒径 $0.1\ \mu\text{m}$ まで Hall-Petch 則が成り立つことが報告されている²⁶⁾。

1.1.6 結晶粒径と疲労強度に関する従来の研究概要

H.Hendus らは、アームコ鉄の結晶粒の大きさを焼鈍によって変えて、結晶粒径と平面曲げ疲労限度の関係を求めた。その結果、結晶粒径が大きくなるにつれて疲労限度は徐々に低下し、その後は急激に下がる^{27, 28)}。このため結晶粒界は、疲労に対して抵抗となり疲労強度向上に効果があるとされている。このことを戸梶らは、すべり面に沿う第1段階き裂、またはせん断型き裂の進展は、

材料の微視組織の影響によるものであり、結晶粒界でき裂の進展速度が低下することを破面観察によって確認している²⁹⁾。

松井らは、真空浸炭した歯車に輪郭高周波焼入れ処理を行い、結晶粒径が3.8 μm となる極めて微細な結晶粒を得た。この微細な結晶粒の歯車に2段ショットピーニング処理を実施した結果、残留オーステナイト量が少なくなったこと、表面硬さが大きくなったこと、最表面の圧縮残留応力が極めて高い値になったことにより疲労強度が著しく向上したと報告している³⁰⁾。

丹下らは、Fig.1.5のように圧縮残留応力の最大値は一定にして、表面の圧縮残留応力値を3通りに変えた残留応力分布を考え、このとき、表面からのき裂が内部に進展する場合のき裂に働く応力拡大係数(K)の変化を求めた³¹⁾。その結果、表面の圧縮残留応力値が大きければK値も大きくなり、さらに残留応力分布が表面から最大までの変化であるにもかかわらず、Kの最大値が残留応力の最大値より深くにまで及んでいることがわかった。すなわち、表面の圧縮残留応力値を高くすることが疲労強度向上に対して有効であると結論づけている。一般的に疲労き裂が、第1段階から第2段階へ遷移する時のき裂長さは、1~2結晶粒径程度といわれている。結晶粒径が小さい領域では、最表面の残留応力値がK値に及ぼす影響度が大きいことから特に細粒鋼の場合には、最表面に可能な限り大きい圧縮残留応力を導入することが必要であると報告している¹³⁾。

高橋らは、このことについて有限要素法を用いて検証を行った³²⁾。圧縮残留応力分布を直線近似し、四角柱の表面に存在する半円き裂の表面に、き裂を開口させるような分布力を負荷したモデルについて有限要素法を用いて応力拡大係数の解析を行い、疲労限度を算出した。その結果、内部の最大残留応力値を大きくするよりも、むしろ最表面の残留応力値を大きくすることが、疲労限度向上に対して大きな効果があることが分かった。また、疲労限度は、結晶粒径が小さいほど、大きく向上すると報告している。

一方で、結晶粒径が疲労き裂の進展速度 da/dn に及ぼす影響に関してはFig.1.6に示す炭素鋼S20Cの実験結果がある。結晶粒径の増加に伴い下限界応力拡大

係数範囲 ΔK_{th} は増加し、き裂進展速度 da/dn は遅くなる³³⁾。この傾向は、 da/dn の結晶粒径依存性の一般的傾向である。この結果を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を用いて整理すると、かなり低い進展速度まで結晶粒径の影響は消失する。結晶粒径の増加は上述のように ΔK_{th} の増加をもたらすが、平滑材の疲労限度を低下させるという相反する効果があることに注意が必要である³⁴⁾。

1.1.7 ショットピーニングとは

疲労強度を向上させるための一つの方法として、表面改質が挙げられる。種々の表面改質法が存在するが、その中でもショットピーニング、窒化および浸炭などは、その有効性が認められて多くの研究が行われている。特に、ショットピーニングは、材料依存性が少なく簡単かつ安価に疲労強度向上が図れることから自動車および航空機関係で広く用いられている。ショットピーニングとは、金属粒子やガラスビーズなどの硬い粒子を構造部材や機械部品へ衝突させることによって、表面を改質する処理方法である。これを行う目的は、部品の疲労強度を改善することである。ショットピーニングの起源は、1870年にアメリカの B.C. Tilghman がダイヤモンドに次いで硬いコランダムを砂で切る方法として紹介したのがそれとされ³⁵⁾、ショットピーニングによって疲労特性が良くなるということは、1928年から1929年にかけて、General Motors Division が、バルブスプリングに砂を吹き付けて、付着しているスケールの除去作業の折に発見したものである³⁶⁾。現在のショットピーニング法は、このサンドブラストがきっかけとなり発展したものである。ごく初期には、ショットピーニングによって疲労特性が良くなるのは、材料の表面硬化によるものと考えられていたが、その後、それはショットピーニングされた面に生じる圧縮残留応力が主な原因であることがわかった。その後 Almen が、ショットピーニング作業の管理器具ともいべきアルメンゲージとアルメンストリップを考案し、SAE がこれを規格と定めたことによってその実用化が確立した。

一方国内では1950年頃、米駐留軍より発注された自動車用板ばねの仕様に、この作業の規定があり、わが国のばねメーカーがみようみまねで始めたのが最

初といわれている³⁷⁾。

日本ばね協会（現在のばね技術研究会）発行の論文集を見てみると、1955年に内山らによってショットの寿命の測定および各種ショットの比較検討を行った研究結果が第1報として報告されている³⁸⁾。その後も、疲労強度向上を目的としたショットピーニング方法が開発され、これから工業的にも実施されているショットピーニング方法について次に紹介する。

1.1.8 疲労強度向上を目的としたショットピーニングに関する従来の研究概要

応力ピーニングは、1956年に大野らによって厚さ3mmのばね鋼研磨試験片を用いて行われ、非常に高い圧縮残留応力が得られた。そしてシェンク式疲労試験の結果、大幅に疲労強度が向上したと報告されている³⁹⁾。応力ピーニングとは、ピーニング面に引張りの予応力を負荷した状態でショットピーニングを施行すると、予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮の応力が重ね合されてピーニング面に大きくて深い圧縮残留応力が形成されるというピーニング方法である。

2段ショットピーニングは、1987年に俊野らが弁ばねを用いて1段目に大きさが0.8mmのスチールショットを、2段目に大きさが0.177mmのガラスビーズを用いて行ったショットピーニング方法である。その結果、表面の圧縮残留応力値が高くなり、特に高応力振幅側で疲労強度が向上する効果が得られている⁴⁰⁾。2段ピーニングとは、1段目で深い残留応力層を得るために比較的大きなショットで加工して内部疲労破壊を防止し、2段目で表面に大きな残留応力を得るために小さなショットで加工して表面疲労破壊を防止するピーニング方法である。

温間ピーニングは、1965年に五弓が特許出願している⁴¹⁾。しかし、その当時では疲労強度に及ぼす顕著な効果が認められず、その後はほとんど報告されていなかった。1999年に丹下らは、巻ばねを用いて温間ピーニングを行い、硬さの高いばねにおいて疲労強度向上の効果を見出し報告している⁴²⁾。温間ピーニングとは、ばねを温間温度域に加熱しておくことでばねの変形抵抗を下げ

ショットピーニング加工を容易にして、大きくて深い残留応力分布を形成することおよび動的ひずみ時効硬化によって表面層の硬さを増加させるピーニング方法である。

丹下は、温間ピーニングと応力ピーニングを組み合わせた温間応力ピーニング法、さらにこれに2段ピーニングを加えた温間応力2段ピーニング法の開発を行い、ばねの大幅な疲労強度向上に成功したことを報告している⁴³⁾。これは、疲労強度向上に大きな影響を及ぼす表面の圧縮残留応力を高く出来たことが最大の要因であると結論付けている。

同じころ温間ピーニングに関して A.Wick らは、ショットピーニングを 320°C 前後の温間で行った場合には大きな圧縮残留応力が得られ、温間ピーニングによって形成された残留応力は、動的静的ひずみ時効によって繰り返し応力下でも解放されにくいと報告している⁴⁴⁾。また Wick らは、温間応力ピーニングは、常温の応力ピーニングに比べて、大きくて深い圧縮残留応力が形成されると報告している⁴⁵⁾。

1987年に三輪らは、浸炭窒化された材料にハードショットピーニングを行うことによって、高い圧縮残留応力が形成できたため、疲労強度が浸炭材料に比べて1.3倍向上したと報告している⁴⁶⁾。間野らは、弁ばねにハードショットピーニングを行うことによって表面の一部に結晶粒径が100nm程度のナノ結晶からなる加工変質相が発生すると報告している。ナノ結晶からなる加工変質相は、マルテンサイト相ではなく、硬さが母相の1.6倍と高く、しかも脆くないため疲労強度を向上させる効果があると報告している⁴⁷⁾。ハードショットピーニングとは、疲労強度を向上させるためにアークハイトが0.6mmAを超える大きな投射エネルギーで加工する方法をいう。投射エネルギーを高めるために、従来よりも高い投射速度で、高硬度のショットを使用している。

1.1.9 ショットピーニングによる残留応力の発生機構

ショットピーニングによる圧縮残留応力の発生機構としては、ショットが被加工材に衝突した際に最表面部分は、塑性変形を受けて伸ばされ引張応力が生

じる。一方、ショットの衝突の影響を受けていない内部の弾性域がそれを拘束することによって両者は釣り合う。この結果、伸ばされた表面には圧縮の残留応力が発生し、内部に引張りの応力が発生することは、定性的には説明することが出来る。

これらを定量的に説明するために、ショットピーニングによる残留応力を理論的に予測する研究がこれまでに行われている。Niku-Lari⁴⁸⁾、Al-Hassani⁴⁹⁾、Al-Obaid⁵⁰⁾、渡辺ら⁵¹⁾、寺崎ら⁵²⁾の“Stress source”の概念を用いた研究、Guechichiら⁵³⁾、Liら⁵⁴⁾のHertz理論と弾塑性解析を基礎にした研究がある。これらの研究で提示された予測法は、いずれもショットピーニングによって求めた実験パラメータを含んでいる。小川らは、従来のショットピーニングによって求めた実験パラメータを含んでいない、ショットピーニング条件と材料の応力-ひずみ関係だけから残留応力をショットの運動方程式、Hertzの弾性接触論および簡素化した弾塑性理論に基づいて理論的に予測する式を導いた^{55, 56)}。ショットの塑性変形を無視できる場合とショットの塑性変形を考慮する場合についてそれぞれ求め、実験値と理論式から求めた予測値とは、仮定の範囲内であればかなり良く一致することが報告されている。

村上らは、ショットピーニングによる圧縮残留応力の発生機構を明らかにするために大寸法の鋼球を多数落下させる実験を行った⁵⁷⁾。1発のショットでは、圧痕の中心付近には引張残留応力が生じるが、多数のショットによって圧縮残留応力に変化していき、最終的にはほぼ一様な圧縮残留応力になることを明らかにした。すなわち、1個の圧痕による解析結果をショットピーニングによる残留応力とみなす小川らの解析は、実際に起こる現象を正しく表現していないと報告している。このように、ショットピーニングによって形成される残留応力発生機構を計算だけで求めることは様々な因子が絡むため非常に難しく、ある仮定の元での理論的あるいは実験的な研究結果が報告されているのが実情である。

1.2 本研究の目的および構成

1.2.1 本研究の目的

近年、地球環境問題あるいは省資源問題などの観点から、車両の軽量化による燃費向上は重要な開発課題である。この課題を解決するためには、自動車部品の疲労強度を向上させて設計応力を高くする必要がある。これまでに安藤らは、自動車部品の疲労強度を向上させるために、①材料の降伏応力（硬さ）を、可能な限り高くすること、②可能な限り大きくて深い圧縮の残留応力を導入すること、特に細粒鋼の場合には最表面の圧縮残留応力を可能な限り大きくすること、③材料の結晶粒径は、可能な限り小さくすること、という指針を提案し、ばねや歯車において有効であることをすでに報告している。しかし、この指針の中では板厚や線径などの製品寸法、材質、および材料硬さが変わった場合に、疲労強度に及ぼす影響が明らかにされていない。特に疲労強度に大きな影響を及ぼすショットピーニングにより形成される残留応力が、これらが変わった場合にどの程度の影響を受けるのか否かは明らかにされていない。

そこで本研究では、製品寸法や材質、および材料硬さとショットピーニングにより形成される残留応力の関係を明確にすることを目的とする。製品寸法と残留応力の関係は、数種類の寸法の試験片を用意して応力ピーニングで検討を行う。材質と残留応力の関係は、加工硬化特性の優れたステンレス鋼を用いて、ばね鋼との比較を行いながら検討を行う。試験片硬さと残留応力の関係は、広範囲にわたる試験片硬さを用意して検討を行う。これらに加えて脱炭は、現状巻ばねを製造するうえでは避けられない問題であり、脱炭がばねの疲労強度に及ぼす影響について検討を行う。そして、ここで得られた知見を自動車部品である巻ばねや金属ベローズに応用し、疲労強度を向上させて、自動車部品の軽量化を図ることを目的とする。

1.2.2 本論文の構成

一般に、材料硬さが高いほどショットピーニングによって形成される圧縮残留応力は大きくなり、疲労強度に対して有利であることが知られている。これまでの研究では、試験片硬さとしては実用硬さが多く、広範囲にわたる試験片硬さと残留応力の関係について、ショットピーニング方法を変えて系統的に研究した例は少ない。特に、応力ピーニングや応力2段ピーニングに関する上記の問題について研究した例は皆無に近い。そこで第2章では、広範囲にわたる硬さの試験片を用意して各種ショットピーニングを行い、残留応力に及ぼす影響を系統的に調査する。また、一般にショットピーニングによって形成される残留応力は、材料の降伏応力の約半分といわれている。しかし、形成される残留応力は、試験片の硬さ、材質、あるいは加工硬化特性、またショットピーニング方法や条件によって異なるはずである。ここでは、種々のピーニング方法や条件が、残留応力に及ぼす影響を系統的に調査する。材料には、ばね鋼 SUP9 の他に、加工硬化率の高いオーステナイト(γ)系ステンレス鋼 SUS304 を用いる。

ピーニング面に引張りの予応力を負荷した状態でショットピーニングを施行すると、予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮の応力が付加される重ね合せの原理が働き、ピーニング面に大きくて深い圧縮残留応力が形成され、疲労強度に対して大きな効果が得られることが知られている。そこで第3章では、数種類の板厚の試験片を用意して4点曲げによる応力2段ピーニングを行い、負荷した引張りの予応力と除荷した際に圧縮残留応力に付加される圧縮応力の割合を予応力の効果と定義して実験を行う。予応力の負荷様式としては、他に単軸引張りとなじりを、なじりの応用としては巻ばねを用いる。負荷様式が予応力の効果に及ぼす影響を調べる。また、試験片寸法が予応力の効果に及ぼす影響を調べる。単軸引張りについてはFEM解析を行い、実験値の検証を行う。

第4章では、疲労強度に及ぼす脱炭とショットピーニングの影響に関する研究である。ばね鋼など鋼を加熱する場合には、鋼中の炭素が大気中の酸素、炭酸ガスおよび水蒸気と反応して、炭素が大気中に逃げて行く脱炭現象は避けら

れない。一般に脱炭によって表面粗さが高くなり、残留応力と表面硬さが低下することはよく知られているが、脱炭がこれらに及ぼす影響を定量的に研究した例はほとんど見当たらない。そこで統計的設計支援システムを用いて脱炭がこれらに及ぼす影響を定量的に解析する。脱炭に加えて、材料硬さやショットピーニング条件の中で影響度が比較的高いとされるショットサイズ、ショット硬さおよび投射圧力についての影響度の検討も行う。そして最後に、疲労に対して最適な脱炭層深さ、ショットピーニング条件および材料硬さを提案する。表面粗さと残留応力と表面硬さの関係については、多変量解析を行い、相関関係を見出す。脱炭が疲労強度に及ぼす影響については、巻ばねを用いて確認する。またこの無脱炭ばねを用いて、ショットピーニング方法を2段ピーニング、応力ピーニングおよび応力2段ピーニングと変えることによって、脱炭なしの効果とショットピーニング方法を変えたことによる効果が、疲労強度に及ぼす影響について確認する。

SUS304でも結晶粒を微細化することで降伏応力が大きくなるHall-Petchの関係が成立し、結晶粒微細化は、延性や靱性を損なわずに材料を強靱化できる有効な手段である。結晶粒径を微細化することによって、①降伏応力が高くなる、②大きな圧縮残留応力が導入できる、③ステージIのせん断型き裂を短くするなどの効果が期待できる。そこで第5章では、SUS304の結晶粒径と疲労強度の関係を調べるために金属ベローズを用いて実験を行う。SUS304の結晶粒を微細化するためには、加熱および冷却過程で相変態が起こらないので、冷間圧延または熱間圧延後の再結晶を利用する以外に方法がない。そこで微細化は、BA（光輝焼鈍）温度を調整し、冷間加工後の回復・再結晶・粒成長の過程における粒成長の抑制により行う。

近年、厚肉小径の金属ベローズ（以下、ベローズと記す）は、小型高圧ポンプの伸縮シール部品として期待されている。しかし、従来のショットピーニング法では小径ベローズのような小径管の内面に対して有効なショットピーニングを行うことができず、疲労強度が不十分のため実用化に至らない。そこで、ショット反射板を設けた細径ノズルを開発し、空気式ピーニング機械によって

小型ベローズの内面にショットピーニング加工を行うことを可能にする。第6章では、この加工法を述べるとともに、ベローズの疲労強度向上に及ぼす最適なショットピーニング条件を明らかにし、最適なショットピーニング条件で加工したベローズの疲労試験結果について述べる。

第7章では、さらにベローズの疲労強度を向上させるために、高強度な材料であるセミアーステナイト系析出硬化型ステンレス鋼 SUS631 を用いる。結晶粒径は、第5章と同じように焼鈍温度を調整して最適値を求める。静的強度は、成形後に行う析出時効処理によって増加させたのち、第6章で述べる反射板を用いたショットピーニング加工を行う。SUS631 材の最適な結晶粒径を求めた後に最適なショットピーニング条件で加工したベローズの疲労試験結果について述べる。

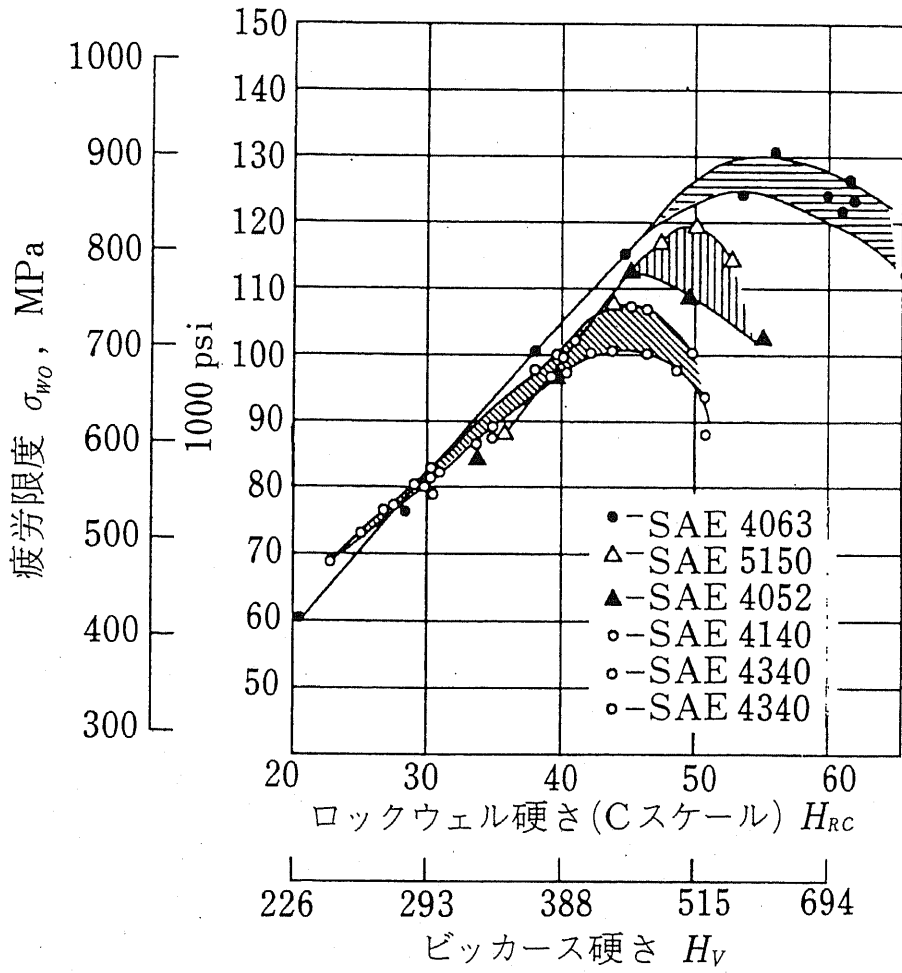
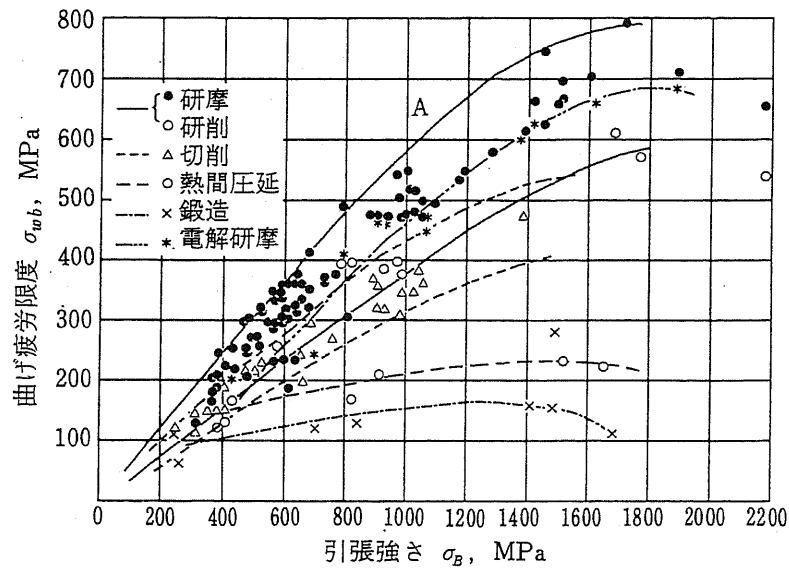
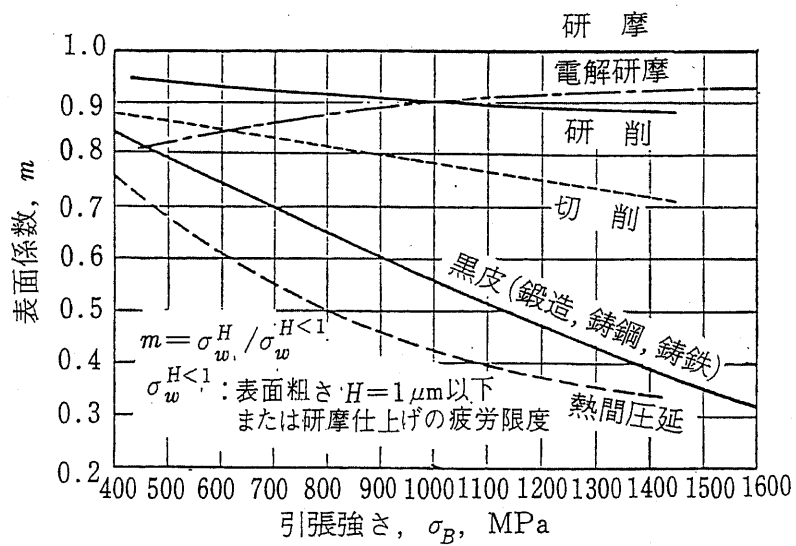


Fig.1.1 硬さと疲労強度の関係³⁾



(a) 鋼の表面仕上げと曲げ疲労限度の関係



鋼, 回転曲げ, 繰返し曲げ

(b) 表面係数と引張強さ

Fig.1.2 表面粗さと疲労強度の関係⁷⁾

	過程	支配因子	抵抗因子
1	降伏応力以下の繰り返し応力により、転位が活動を開始する。	繰り返しせん断応力	降伏応力 (硬さ)
2	転位の活動により、1~2 結晶粒内にすべり帯が形成される。	繰り返しせん断応力 結晶粒径	降伏応力 (硬さ) 結晶粒界 (結晶粒微細化)
3	表面に突き出しや入れ込みが形成される。	繰り返しせん断応力	降伏応力 (硬さ)
4	入れ込みに沿ってステージ I のき裂が形成され、1~2 結晶粒伝播する。	結晶粒径	結晶粒界 (結晶粒微細化)
5	上記ステージ I のき裂が、引張応力により伝播するステージ II のき裂に遷移する。	繰り返し引張応力	圧縮残留応力 (ステージ I のき裂が発生してもステージ II のき裂伝播を阻止できればステージ I のき裂は停留き裂となり疲労強度は向上する)
6	ステージ II のき裂伝播 (伝播則はパリヌ則である)。	応力拡大係数範囲 (ΔK)	圧縮残留応力
7	最終破壊		

Fig.1.3 疲労破壊の過程と抵抗因子 (13)

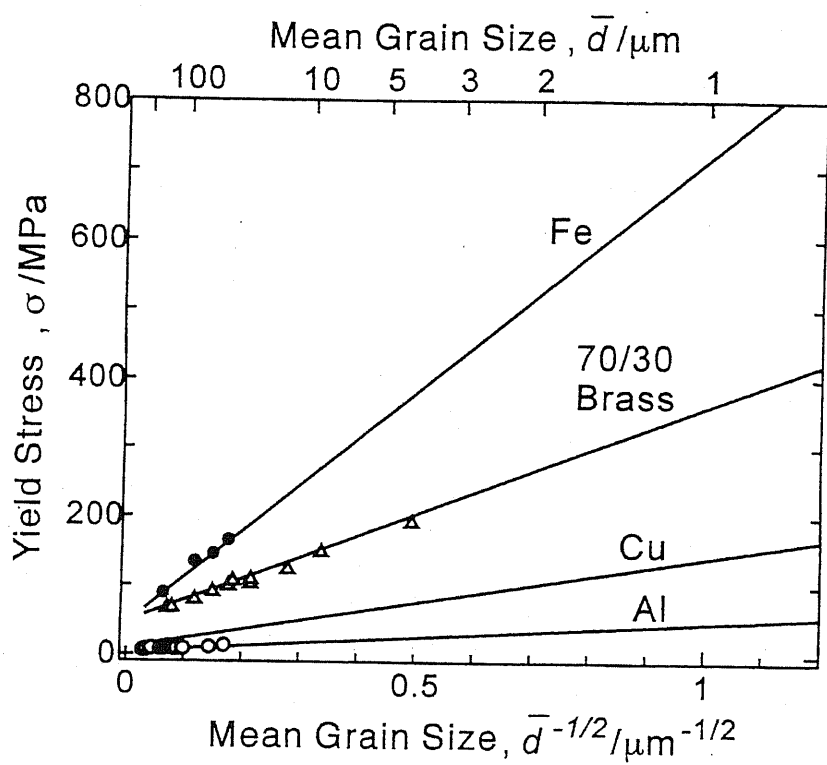
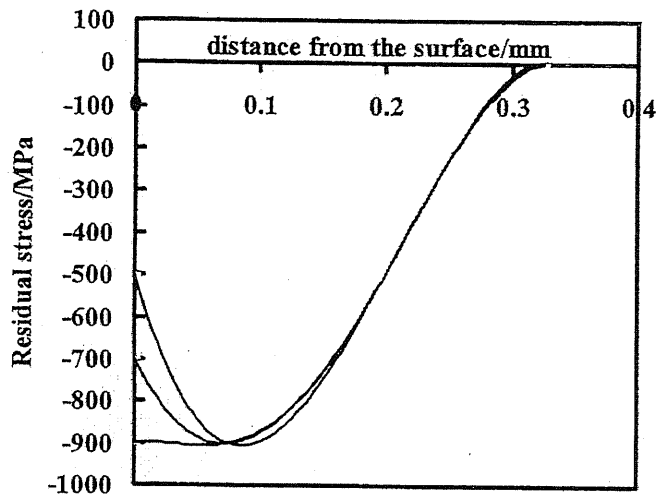
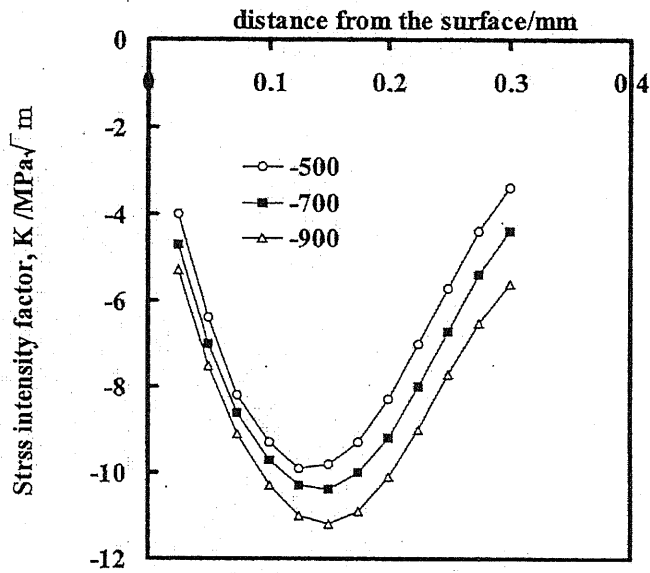


Fig.1.4 Hall-Petch relationship between yield stress and mean grain size in various metallic materials, which was summarized by Hansen.¹⁸⁾



(1) Residual stress distribution model



(2) Effect of surface residual stress distribution on K value

Fig.1.5 表面の圧縮残留応力がき裂先端に働く
応力拡大係数 K に及ぼす影響³¹⁾

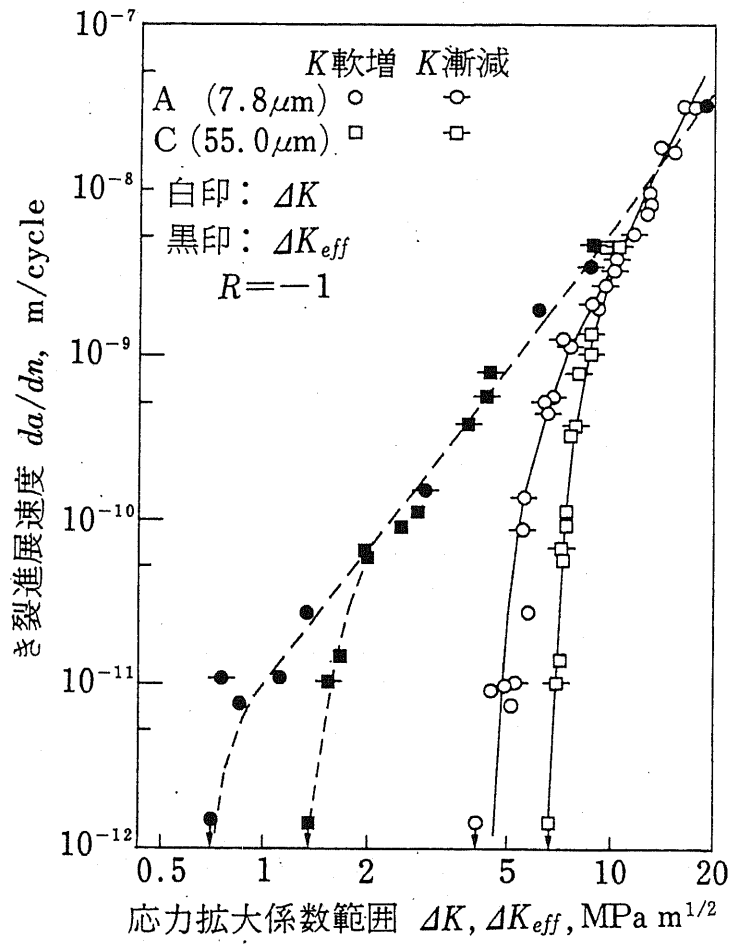


Fig.1.6 炭素鋼 S20C のき裂進展速度に及ぼす結晶粒径の影響³³⁾

参考文献

- 1) 長谷川国生, 自動車技術, Vol.57, No.1 (2003), 36-40.
- 2) 日本材料学会編, X線材料強度学, 養賢堂, (1973), 107-116.
- 3) M.F.Garwood, H.Z.Zurberg and M.A.Erickson, Interpretation of Tests and Correlation with Service, Metal Park Ohio, (1951), 12, ASM
- 4) 村上敬宜他, 日本機械学会論文集 (A編), 54 (1988), 688.
- 5) 村上敬宜, 宇宿尚史, 日本機械学会論文集 (A編), 55 (1989), 213.
- 6) 日本材料学会編, 疲労設計便覧, 養賢堂, (1995), 35.
- 7) 日本機械学会編, 金属材料疲れ強さの設計資料Ⅱ 表面効果, (1965), 4.
- 8) 日本材料学会編, 疲労設計便覧, 養賢堂, (1995), 42.
- 9) 中村 宏他, 日本機械学会論文集, 30 (1964), 1150.
- 10) P.J.E.Forsyth, "The Physical Basis of Metal Fatigue" (1969) Blackie & Son Ltd., London, 中沢 一, 小林英男 共訳, "金属疲労の基礎", 養賢堂, (1975).
- 11) 星出敏彦, 材料, Vol.52, No.2 (2003), 210-215.
- 12) 日本材料学会編, 疲労設計便覧, 養賢堂, (1995), 158.
- 13) 石上英征, 松井勝幸, 丹下 彰, 安藤 柱, 圧力技術, 第38巻, 第4号(2000), 205-215.
- 14) 高木節雄, 機械の研究, 第51巻, 第10号 (1999), 1025-1029.
- 15) 細井祐三, 特殊鋼, 49巻, 11号 (2000), 27-35.
- 16) E.O.Hall, Proc. Phys.Soc., B64 (1951), 742, 747.
- 17) N.J.Petch, J.Iron Steel Inst., 174 (1953), 25.
- 18) N.Hansen, Metall.Trans.A, 16A (1985), 2167.
- 19) 辻 伸泰, 鉄と鋼, Vol.88, No.7 (2002), 359-369.
- 20) 日本材料学会編, X線材料強度学, 養賢堂, (1973), 108,
- 21) R.A.Granger, Trans.ASM, 59 (1966), 26.
- 22) 加根魯和宏, 南 雄介, 白石 隆, 峯岸 功, 小宮善徳, 松下昭義, 日本鋼管技報, 87 (1980), 51.

- 23) T.H.Coleman and D.R.F.Weat, *Met. Technol.*, 3 (1976), 49.
- 24) 高木節雄, 谷本征司, 徳永洋一, 日本金属学会シンポジウム講演予稿(1984), 162.
- 25) 富村宏紀, 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一, 鉄と鋼, 72 (1986), S505.
- 26) Y.Kimura and S.Takaki, *Materia. Jpn.*, 36 (1997), 1062.
- 27) 川田雄一, 金属の疲労と設計, オーム社, (1971), 148-151.
- 28) H.Hendus, u.G.Kraus, *Z.Metallkde*, 46 (1955) 716.
- 29) 戸梶恵郎他, 材料, 34 (1985), 1160.
- 30) 松井勝幸, 衛藤洋仁, 雪竹克也, 三阪佳孝, 安藤 柱, 日本機械学会論文集 (A編) 66巻650号 (2000-10), 1878.
- 31) Tange,A. and Ando,K., *Material Science and Technology*, 18 (2002), 642.
- 32) 高橋宏治, 安藤 柱, 吉野浩平, 丹下 彰, 丹後公一, ばね技術研究会2003年度春季講演会講演論文集 (2003), 1-4.
- 33) Y.Nakai et al, *Engng. Fract. Mech.*, 15 (1981), 291.
- 34) 日本材料学会編, 疲労設計便覧, 養賢堂, (1995), 182.
- 35) 広瀬正吉, ショットピーニング, 誠文堂新光社, (1964), 48.
- 36) John O Almen and Paul H.Black, "Residual stress and fatigue in metals" (1963) McGraw-Hill Book Company,Inc., USA, 宮川松男, 今井邦典 共訳, 金属の残留応力と疲労, 日刊工業新聞社, (1964), 63.
- 37) 大野 明, ばね材料のショットピーニング加工法に関する研究 (1985).
- 38) 内山道良, 上正原和典, ばね論文集, 3 (1955), 206-211.
- 39) 大野 明, 高津幸弘, 宮川信勇, 材料試験, 第5巻, 第35号 (1956) 483.
- 40) 俊野英男, 重野公彦, 高木伸雄, ばね論文集, 32 (1987), 31.
- 41) 五弓勇雄, 特許 第725630号 1974年
- 42) 丹下 彰, 小山 博, 辻 博人, ばね論文集, 44 (1999), 13.
- 43) 丹下 彰, 自動車用ばねの疲労強度向上に関する基礎的研究, (横浜国立大学学位論文, (2001), 76-142.
- 44) A.Wick, V.Schulze, O.Vöhringer, *Mat.Sci.&Eng. A293* (2000), 191-197.

- 45) A.Wick, V.Schulze, O.Vöhringer, *Steel Research* 71 (2000), 316-321.
- 46) Miwa Y, Suzawa M, Arimi Y, Kojima Y, Nishimura K, *SAE Tech Pap Ser*, 880666 (1988) 408.
- 47) 間野日出男, 近藤 寛, 近田和明, 井村 徹, ばね技術研究会 2003 年度春季講演会講演論文集, (2003) 17.
- 48) Niku-Lari,A., *Proc. 1st Intern. Conf. ShotPeening*, (1981), 237, Pergamon Press, Oxford.
- 49) Al-Hassani, S.T.S.,*Proc. 1st Intern. Conf. ShotPeening*, (1981), 583, Pergamon Press, Oxford.
- 50) Al-Obaid,Y.F., *Mechanics of Materials*, 19 (1995), 251.
- 51) 渡邊吉弘, 長谷川典彦, 松村義和, *材料*, 44 (1995), 110.
- 52) 寺崎俊夫, 陳俊, 秋山哲也, 岸武勝彦, *日本機械学会論文集*, A-64 (1998), 353.
- 53) Guechichi,H.,Castex,L.,Frelat,J.,andIngrebert,G., *Residual Stresses in Science and Technology*, 1 (1987), 449.
- 54) Li,J.K.,Yao Mei, Wang Duo and Wang Renzhi, *Materials Science and Engineering*, A147 (1991), 167.
- 55) 小川一義, 浅野高司, *材料*, 48-12 (1999) 1360.
- 56) 小川一義, 浅野高司, ショットピーニングにより高硬さ鋼に付与される残留応力の理論的予測, ばね論文集, 第 48 号 (2003) 31.
- 57) 小西 寛, 村上敬宜, 小林幹和, 松井利治, *日本機械学会論文集*, A-66-650 (2000), 1847-1854.

第2章 ショットピーニングにより形成される残留応力の材料硬さ依存性

2.1 緒言

ショットピーニング加工は、金属の表面に硬質微細粒子を高速で吹き付けて表面層を加工硬化させ、同時に圧縮の残留応力を付加させる加工である。この加工方法には、金属の疲労強度を向上させる効果および応力腐食割れを防止する効果があり¹⁾、圧力容器や自動車用部品などで広く利用されている。これまでもショットピーニング加工と疲労強度に関する多くの研究がなされ、形成された圧縮の残留応力が疲労強度向上に大きな効果を及ぼすことが明らかにされている²⁻⁵⁾。また、ショットピーニング加工によって形成される残留応力をシミュレーションし、実験値と検証する研究も行われ、投射材の材質や大きさ、投射速度などの影響について明らかにされている⁶⁻⁸⁾。

しかし、これまでの研究では、試験片硬さとしては、それぞれの分野で実用されている硬さのみについて調査したものが多く、広範囲にわたる試験片硬さと残留応力の関係について、ショットピーニング方法を変えて系統的に研究した例は少ない^{9, 10)}。特に、応力ピーニングや応力二段ピーニングに関する上記の問題について研究した例は皆無である。そこで本章では、広範囲にわたる硬さの試験片を用意して各種のショットピーニングを行い、ショットピーニング方法と試験片硬さと残留応力分布の関係について調査した。また、一般にショットピーニングによって形成される残留応力は、材料の降伏応力の約半分といわれている。しかし、形成される残留応力は、当然試験片の硬さ、材質、あるいは加工硬化特性、またショットピーニング方法や条件によって異なるはずである。そこで本章では、広範囲にわたる硬さの試験片を用意して各種のショットピーニングを行い、ショットピーニングにより形成される残留応力の材料硬さ依存性について系統的に調査した。

2.2 実験方法

2.2.1 試験片

材料には、ばね鋼の SUP 9(JIS G 4801)を用いた。Table 2.1 に材料の化学成分を示す。試験片の寸法を Table 2.2 に、製造工程を Fig.2.1 に示す。試験片は、焼戻し温度を変えることによって硬さを調整した。焼戻し温度と硬さとの関係を Table 2.3 に示す。

2.2.2 ショットピーニング方法およびその条件

一段ピーニング（以下、SP と記す）用の装置には、空気式ピーニングマシンの直圧方式を、投射材にはラウンドカットワイヤーを用いた。また、二段ピーニング（以下、DSP と記す）の1段目には上記と同一の SP を行ったが、2段目の装置には吸引方式の空気式ピーニングマシンを使用した。二段目の投射材には、一段目よりは遥かに微細なスチールショットを用いた。応力二段ショットピーニング（以下、SDSP と記す）では、試験片の片面（ショットピーニング処理面）に引張りの曲げ応力（予応力）を付与した状態で DSP を行った。試験片に予応力を付与するための4点曲げの治具を Fig.2.2 に示す。Table 2.4 には、それぞれのショットピーニング条件を示す。

2.2.3 残留応力測定方法

残留応力分布は、板の片面から層状に腐食により除去していき、除去により生成した新生面の応力を X 線応力測定法により測定した。用いた X 線は CrK α 特性 X 線である。X 線照射部の試料(211)面の面間距離の変化に基づく回折ピークの移動を測定し、 $2\theta - \sin^2 \phi$ 法によって応力を求めた。なお、X 線条件は使用電圧 30kV、使用電流 20mA である。ここでヤング率は 205.8GPa とした。装置は、理学電機の微小域 X 線残留応力測定装置を用いた。

2.3 実験結果および考察

2.3.1 疲労に対して理想的な残留応力分布とは

圧縮の残留応力は、疲労破壊のプロセスを考えた場合にステージⅡのき裂伝ぱを抑制する効果があるとされている。第1章で触れたように丹下らは、残留応力分布の違いによって半円状き裂先端に働く応力拡大係数の変化を求め、最表面の圧縮残留応力（以下、 σ_{rs} と記す）がき裂伝ぱ抑制に及ぼす影響を調査した¹¹⁾。その結果、 σ_{rs} を圧縮側に大きくすることによって、圧縮残留応力の最大値（以下、 σ_{rmax} と記す）の位置が一定の場合でも、き裂の伝ぱ抑制効果が大きくなり、しかもその効果がより内部まで及ぶと報告している。このことを実証するために、ばね技術研究会のショットピーニングの最適化に関する研究委員会では、SUP12相当の弁ばね用高纯净度鋼（線径4mmのオイルテンパー線）を用いて巻ばねの疲労試験を行った¹²⁾。その結果、疲労強度が最も高かったショットピーニング条件はFig.2.3に示すB,Cの条件、つまり表面の圧縮残留応力が高い条件であった。したがって、疲労に対して理想的な残留応力分布とは、Fig.2.4に示すような最表面が最大となるC形分布であり、さらに全体的に深くて大きい圧縮の残留応力分布が理想であると考えられる。

2.3.2 SPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係

Fig.2.5は、SPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係を調べた結果である。 σ_{rs} および σ_{rmax} は、硬さが大きくなるにつれて増加する傾向にあるといえる。これは、試験片硬さが大きくなるにつれて降伏応力が高くなったためと考えられる。また、 σ_{rmax} の位置は、硬さが大きくなるにつれて浅くなる傾向が認められる。今回は、ショットピーニング条件が一定であるためショットによる運動エネルギーは同じである。一方で材料の変形抵抗は、材料の硬さが大きくなるにつれて増加する。つまり、試験片硬さが大きくなるとショット自身の変形でエネルギーが消費されて、エネルギーが十分に伝達できなかったためと考えられる。

Table 2.5 は、Fig.2.5 のデータを基に各硬さ毎の σ_{rs} と σ_{rmax} の差を求めた結果である。 σ_{rs} と σ_{rmax} の差は、試験片硬さが 636HV 以上の場合に特に大きいことが分かる。これは、ショットの硬さが 600HV 程度であることから、試験片硬さに比べてショット硬さが小さくなるのでショット自身の変形でエネルギーが消費されて、試験片に十分伝達できなかったためと考えられる。このことから、硬さ 636HV 以上の試験片に対しては、ショットの硬さをもっと大きくする必要はある。また、試験片硬さが 308HV の場合に σ_{rs} と σ_{rmax} の差が多少大きいのは、表面粗さの影響と考えられる。Table 2.6 に、SP と次に述べる DSP におけるショットピーニング後の表面粗さの測定結果を示す。表面粗さは、試験片硬さが低下するにつれて増加している。一般に、X 線応力測定法では、X 線の侵入深さの問題から、表面粗さが大きくなるにつれて負荷した応力値よりも小さくなると言われている¹³⁾。つまり、試験片硬さが小さくなるにつれて表面の凹凸が大きくなり σ_{rs} が小さくなったため、その差が大きくなったと考えられる。

2.3.3 DSP における試験片硬さと残留応力分布の関係

Fig.2.6 は、DSP における試験片硬さと残留応力分布の関係を調べた結果である。Table 2.7 は、Fig.2.6 のデータを基に各硬さ毎の σ_{rs} と σ_{rmax} の差を求めた結果である。前述の SP 同様 σ_{rs} と σ_{rmax} は、硬さが大きくなるにつれて増加する傾向にあるといえる。DSP の効果は、 σ_{rs} に表れ、すべての硬さにおいて σ_{rs} が増加している。特に、試験片硬さが 308HV から 458HV の場合には、最表面が σ_{rmax} となり理想的な残留応力分布に近いといえる。これは、ひとつには、2 段目のショットの硬さを 700HV と大きくしたことによってショットの変形抵抗が増加したため、試験片にエネルギーが伝達できたと考えられる。第1章で触れたように小川らは、粒子の運動方程式、Hertz の弾性接触論および弾塑性理論に基づいて σ_{rmax} とその深さを予測する式を導いた⁸⁾。その結果、ショットサイズの寄与率が最も高く、ショットサイズを小さくすることによって σ_{rmax} の位置がより最表面に近くなると報告している。今回の DSP の場合には、2 段目のショットサイズを 0.063mm と小さくしたので σ_{rmax} の位置がより最表面に近

くなり、 σ_{rs} が大きくなったと考えられる。言い換えると、試験片硬さが566HV以上の場合には、まだ最表面が最大の圧縮応力になっていないので、そのためには、ショットサイズをさらに小さくすること、ショットの硬さを大きくすることなどが考えられる。

2.3.4 SDSPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係

すでに述べたように応力ピーニングとは、引張りの予応力を付与した状態でショットピーニングを行い、予応力を除荷する際に弾性変形で回復する圧縮応力が重ね合されて、ピーニング面に大きくて深い圧縮残留応力が形成される加工法である。また、曲げによって予応力を付与した場合には、予応力に応力こう配が生じ、最表面が最も大きい予応力となる。

硬さ746HVの試験片に1000MPaの予応力を負荷したところ試験中に遅れ破壊が発生した。そこで、150°Cの焼戻し後に、真空中で130°C、8時間の脱ガス処理を行った。その結果、試験片の硬さは676HVとなった。

Fig.2.7は、SDSPにおける試験片硬さと残留応力分布の関係を調べた結果である。 σ_{rs} および σ_{rmax} は、SP、DSP同様、硬さが大きくなるにつれて増加する傾向にあるといえる。676HVを除くすべての硬さにおいて、 σ_{rs} が σ_{rmax} になっている。特に308HV、381HVの場合には、Fig.2.4で述べた理想的な残留応力分布とほぼ一致する。硬さが676HVの場合には、 σ_{rs} が-1800MPa、 σ_{rmax} が-1833MPaとなり、両者にはほとんど差がないことからこれも理想的な残留応力分布に近いといえる。Fig.2.8は、各硬さ毎のショットピーニング方法の違いによる残留応力分布を比較した結果である。SDSPによって、すべての硬さにおいて σ_{rs} および σ_{rmax} ともに増加している。その増加量は、硬さが大きいほど増加する。また、SDSPは、SPとDSPに比べて圧縮残留応力が深く入っている。以上のことから、SDSPは、あらゆる硬さの試験片に対して大きくて深い圧縮残留応力が形成できることから、理想的なショットピーニング方法であるといえる。

2.3.5 ショットピーニング方法と試験片硬さと残留応力の関係

Fig.2.9 は、ショットピーニング方法と試験片硬さと残留応力 (σ_{rs} と σ_{rmax}) の関係をまとめた結果である。前述の各ショットピーニングにおける σ_{rs} および σ_{rmax} の結果を回帰式で近似した。その結果、試験片硬さと残留応力の関係は線形関係にあることが明らかになった。またこの傾向は、すべてのショットピーニング方法に共通していた。この図からも、DSP は σ_{rs} の向上に、また SDSP は σ_{rs} と σ_{rmax} の向上に大きな効果があることが分かる。

2.3.6 残留応力と材料の降伏応力の関係

(1) ストレスピーニング方法の影響

Table 2.8 に、ショットピーニングによって加工硬化される前の材料の圧縮降伏応力（以下、降伏応力と記す）と形成された残留応力の比率を示す。残留応力は、前述の回帰式から算出し、材料の降伏応力は、ばね技術研究会のデータ集から引用した¹⁴⁾。SP の降伏応力と残留応力の比は、 σ_{rs} が 40%、 σ_{rmax} が 52% であり、これは従来言われている降伏応力の約半分という結果とほぼ一致する。 σ_{rs} が 40% と低いのは、表面粗さの影響のためと考えられる。DSP では σ_{rs} が 53%、 σ_{rmax} が 57% であり、SP と同じ結果である。SDSP では σ_{rs} 、 σ_{rmax} ともに 83% と大きい。これは、ショットピーニングによって形成された圧縮残留応力に予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮応力が重ね合されたために大きくなったと考えられる。詳細については、次の第3章で述べる。

(2) 加工硬化の影響

これまでに述べた結果は、材料が SUP9 試験片であり、SUP9 は体心立方構造であり、加工硬化率の低い材料である。したがって、この材料を用いて SP の条件で降伏応力相当の残留応力を形成することは難しいと考えられる。オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 は、面心立方構造であり、降伏応力が低く、加工硬化率の高い材料である。このため、降伏応力相当の残留応力が形成される可能性が高い材料と考えられる。そこで SUS304 の焼鈍材を用いて実験を行

った。試験片の大きさは、幅 30mm、長さ 90mm、厚さ 8mm である。ショットピーニング前の焼鈍材の機械的性質は、引張強さ 668MPa、0.2%耐力 374MPa、硬さ 188HV、伸び 58% である。片面に SP を行い、残留応力を測定した結果、残留応力値は -782MPa であり、降伏応力の約 2 倍であった。このことから、加工硬化率の高い材料を用いれば、降伏応力相当の残留応力が、簡単に形成できることが分かった。次に、加工硬化後の降伏応力で検討してみると、ショットピーニング後の加工硬化層の硬さは 550HV であった。これを引張強さに換算すると 1900MPa である。降伏応力は、引張強さの 80% と仮定すると 1520MPa となる。加工硬化後の材料の降伏応力と残留応力の比は 51% であり、SUP9 の結果とほぼ一致する。以上のことから、加工硬化し易い材料を用いれば、ショットピーニング前の降伏応力以上の残留応力が、簡単に形成できる。しかし、加工硬化後の降伏応力と比較すると約半分であり、SUP9 と変わらない結果であった。

2.4 結 言

硬さが 308HV から 746HV の範囲の試験片を用意し、一段ピーニング (SP)、二段ピーニング (DSP)、応力二段ピーニング (SDSP) を行い、試験片硬さと残留応力の関係について調査した。得られた結果をまとめると、以下のとおりである。

- (1) ショットピーニングによって形成される圧縮の残留応力は、試験片の硬さが大きくなるにつれて増加し、一次式で表すことができた。この傾向は、すべてのショットピーニング方法に共通していた。
- (2) DSP は、あらゆる硬さの試験片に対して最表面の圧縮残留応力 (σ_{rs}) を増加させるのに大きな効果があった。これは、ショットのサイズを小さくしたことによって最大の応力発生位置が最表面に近くなったこと、ショットの硬さを大きくしたことによってショットの変形抵抗が増加し、エネルギーが試

験片に十分に伝達できたためと考えられる。

- (3) SDSP は、あらゆる硬さの試験片に対して大きくて深い圧縮残留応力が形成できることから、理想的なショットピーニング方法であることが明らかになった。
- (4) 材料の降伏応力と形成された残留応力の比は、SP では 40% から 52%、DSP では 53% から 57% であり、従来言われている降伏応力の約半分という結果とほぼ一致した。SDSP では 83% と高い結果であった。これは、ショットピーニングによって形成された圧縮残留応力に予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮応力が重ね合されたために大きくなったと考えられる。
- (5) 加工硬化率の高い SUS304 では、降伏応力の約 2 倍の残留応力が簡単に形成できたが、加工硬化後の降伏応力と残留応力の比は 51% であり、SUP9 と変わらない結果であった。

Table2.1 Chemical composition of SUP 9 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.57	0.24	0.83	0.021	0.021	0.17	0.1	0.85	0.04

Table2.2 Dimensions of specimen

	Single Shot Peening (SP) Double Shot Peening (DSP)	Stress Double Shot Peening (SDSP)
Width (mm)	40	30
Length (mm)	70	90
Thickness (mm)	9	8

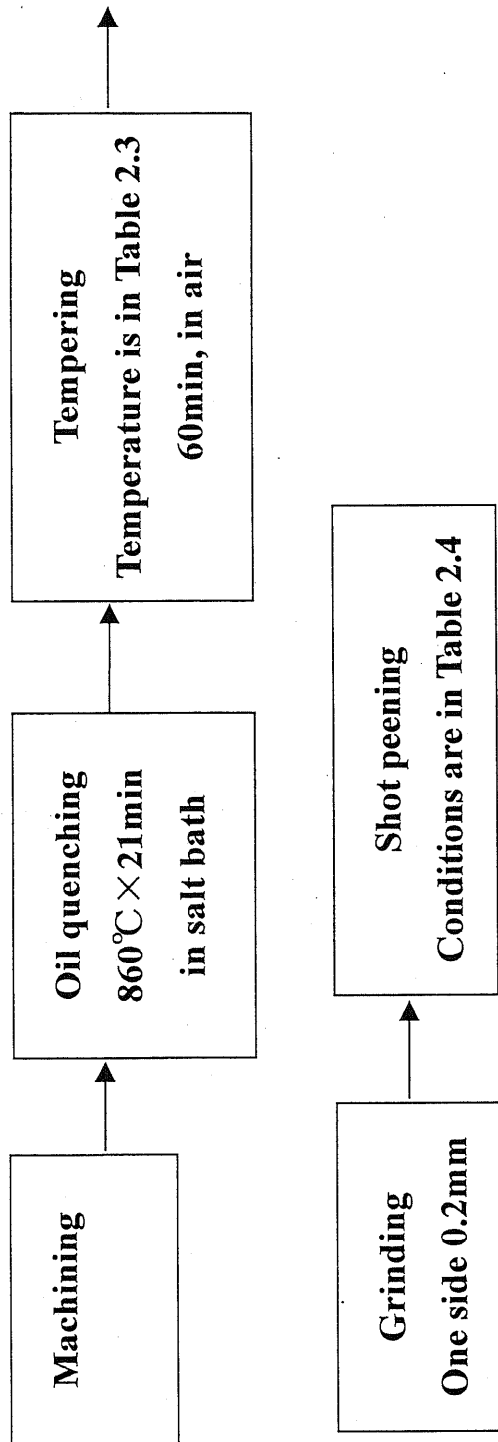


Fig.2.1 Production processes and conditions

Table2.3 Relationship between tempering temperature and vickers hardness

Tempering temperature (°C)	Vickers hardness
non-tempering	746
※150+130	676
200	636
300	566
400	458
500	381
600	308

※After tempering at 150°C,
it carried out heat treatment 130°C 8 hours in vaccum
in case of stress double shot peeninged specimen.

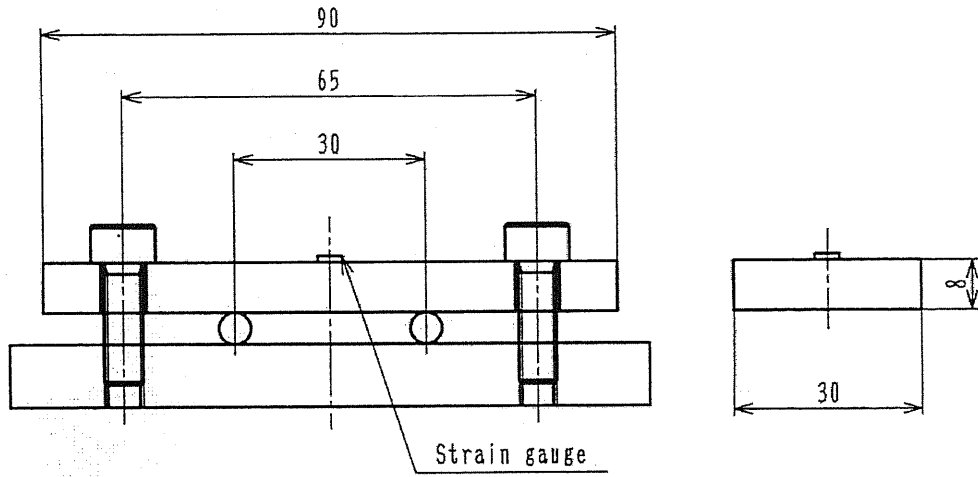


Fig.2.2 Set-up for pre-stress by bending

Table 2.4 Shot peening conditions

	SP		DSP		SDSP	
	Primary	Secondary	Primary	Secondary	Primary	Secondary
Machine	Direct pressure	Suction	Direct pressure	Suction	Direct pressure	Suction
Air pressure (MPa)	0.62	0.75	0.62	0.75	0.62	0.75
Project amount (kg/min)	6.1	0.7	6.1	0.7	6.1	0.7
Shot size (mm)	0.67/RCW	φ 0.063/steel ball	0.67/RCW	φ 0.063/steel ball	0.67/RCW	φ 0.063/steel ball
Hardness of shot	560~630HV	700HV	560~630HV	700HV	560~630HV	700HV
Application distance(mm)	100	30	100	30	100	30
Arc height	0.48mmA	0.28mmN	0.48mmA	0.28mmN	0.48mmA	0.28mmN
Nozzle diameter (mm)	5	5	5	5	5	5
Coverage (%)	300	300	300	300	300	300
Pre-stress (MPa)	0	0	0	0	1000	1000

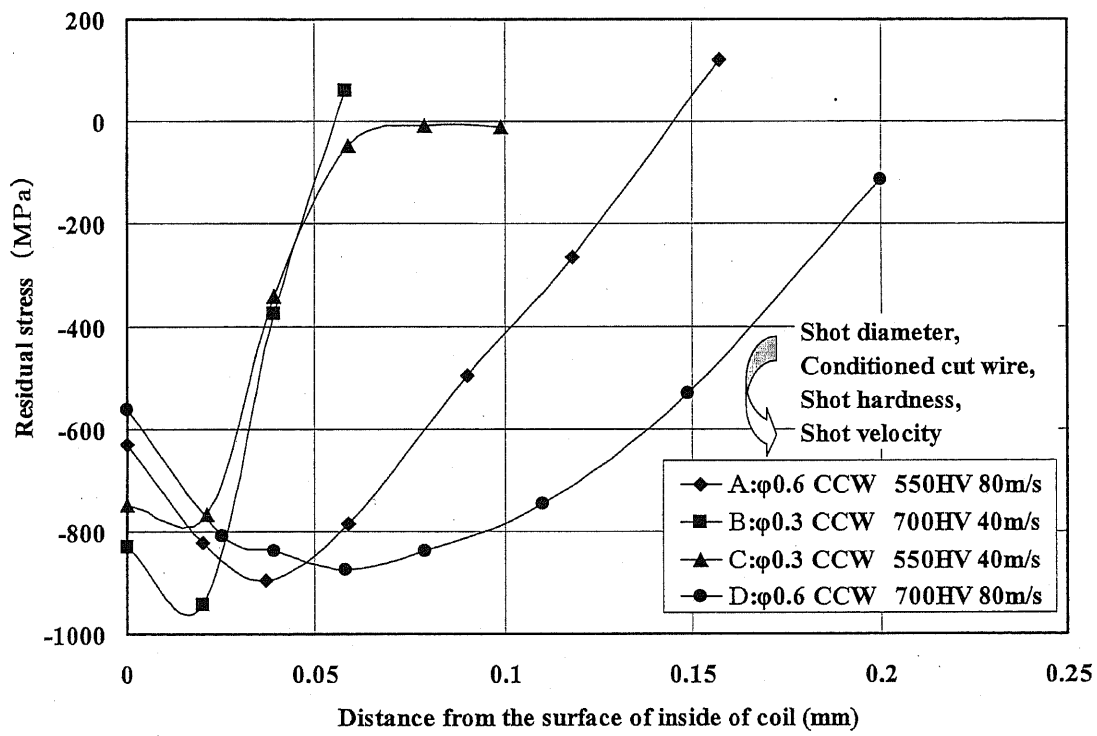


Fig.2.3 Distributions of residual stress of coil springs after single peening (principal stress direction)

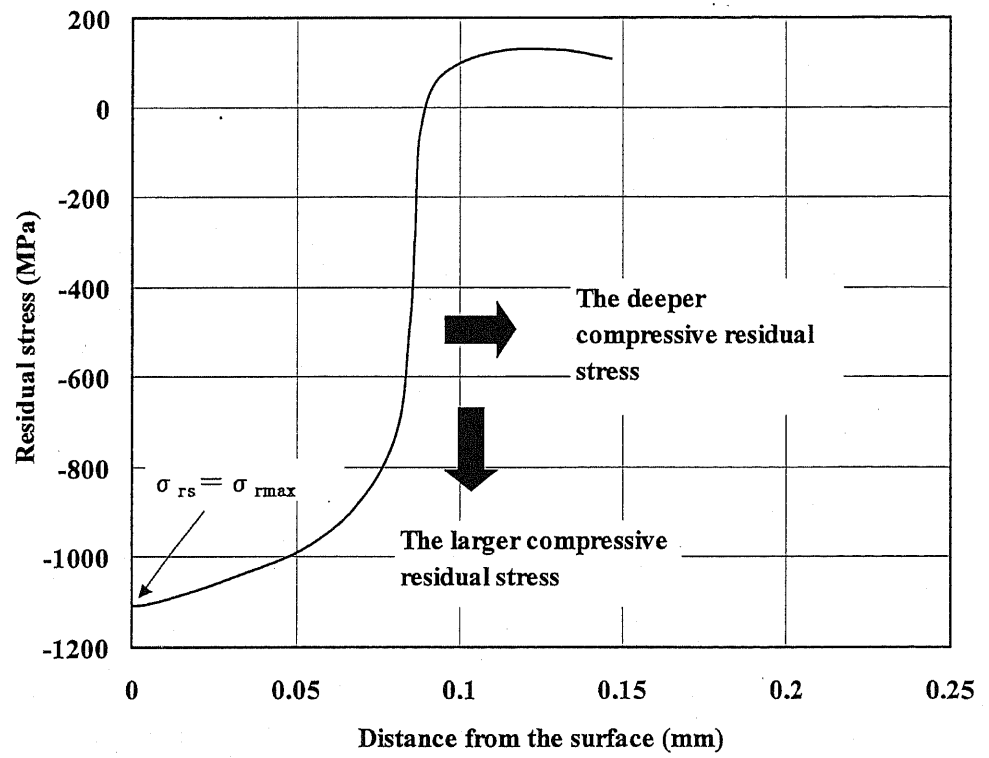


Fig.2.4 Ideal residual stress distribution

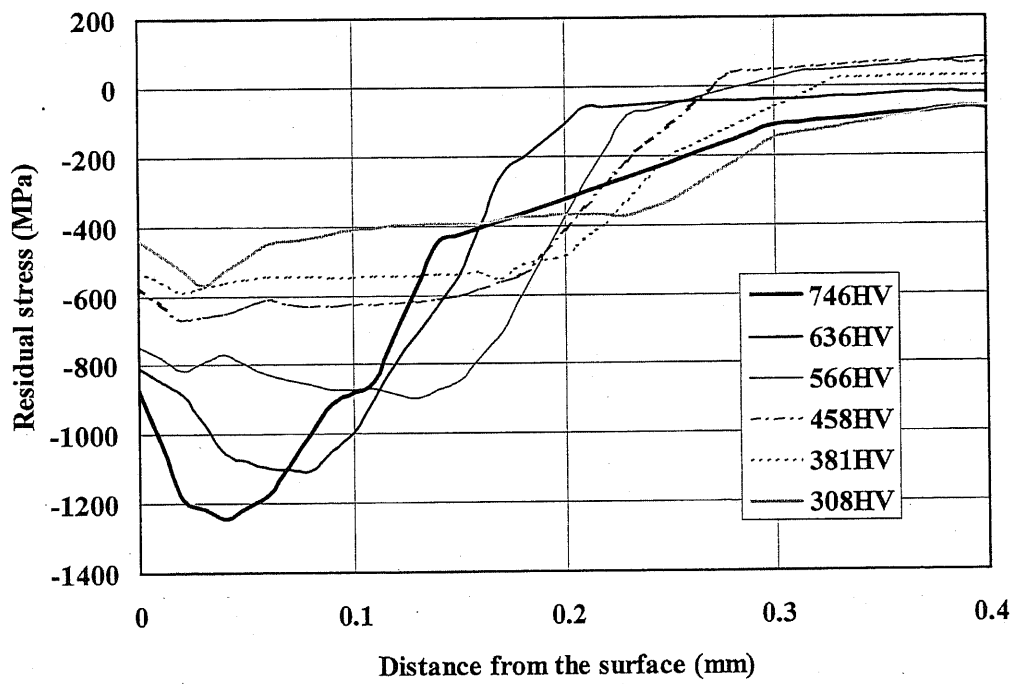


Fig.2.5 Residual stress distributions on SP

Table2.5 Relationship among σ_{rs} , σ_{max} and specimen's hardness on SP

Specimen's hardness (HV)	σ_{rs} : ①	σ_{max} : ②	③=②-①
746	870	1246	376
636	807	1103	296
566	745	895	150
458	575	666	91
381	526	589	63
308	437	569	132

Table2.6 Measuring results of surface roughness (μm)

Specimen's hardness (HV)	SP		DSP	
	Ra	Ry	Ra	Ry
746	0.55	4.2	0.36	2.8
636	0.79	6.1	0.49	3.7
566	2.16	14.1	0.96	7.6
458	4.84	35.2	1.40	10.8
381	6.98	44.0	1.92	15.3
308	6.93	47.6	1.66	15.7

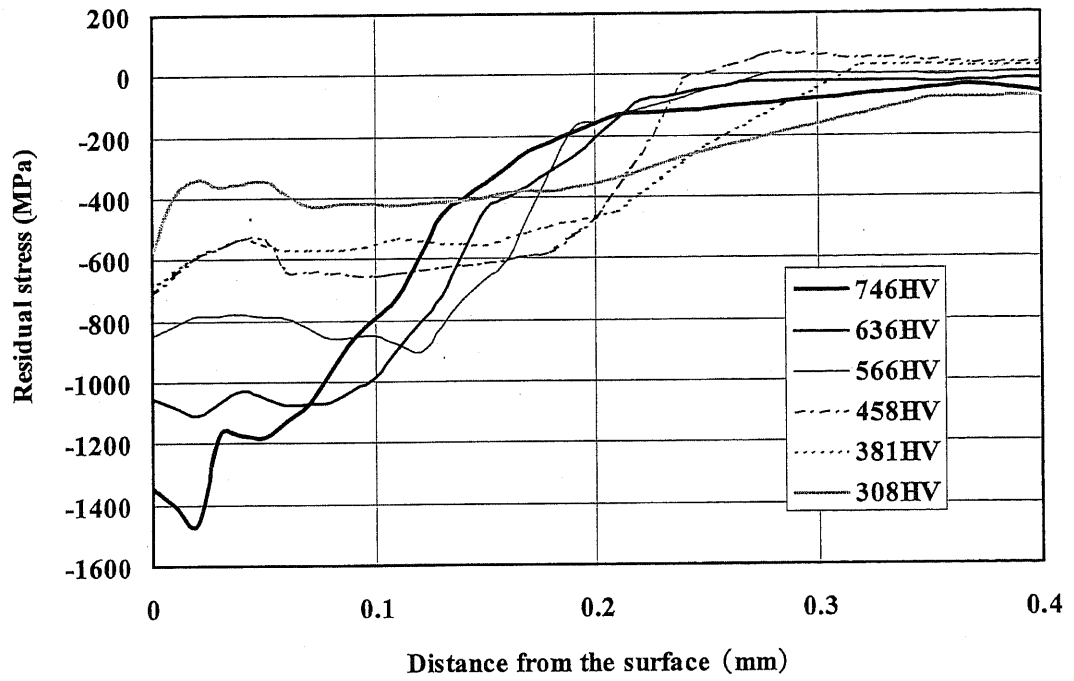


Fig.2.6 Residual stress distributions on DSP

Table2.7 Relationship among σ_{rs} , σ_{max} and specimen's hardness on DSP

Specimen's hardness (HV)	σ_{rs} : ①	σ_{max} : ②	③=②-①
746	1344	1462	118
636	1051	1107	56
566	850	907	57
458	710	710	0
381	691	691	0
308	574	574	0

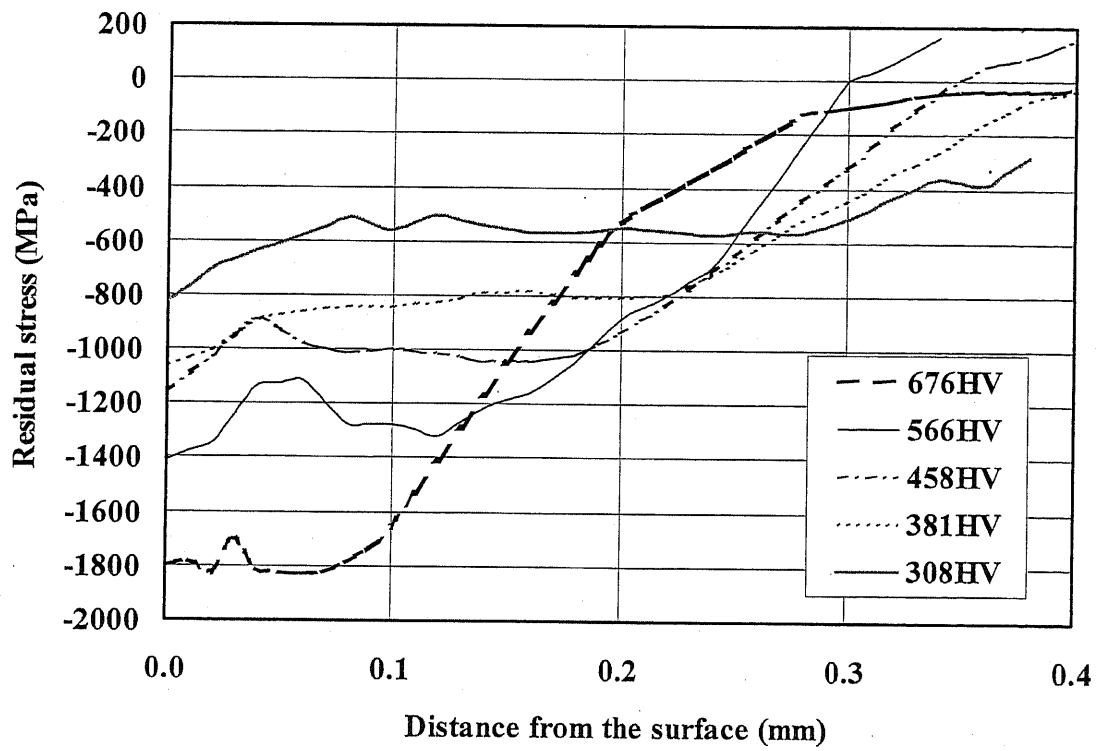
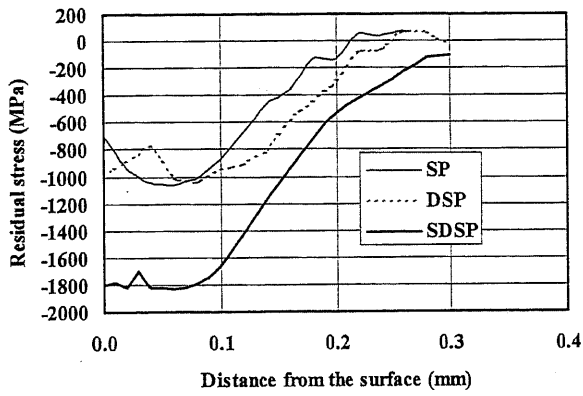
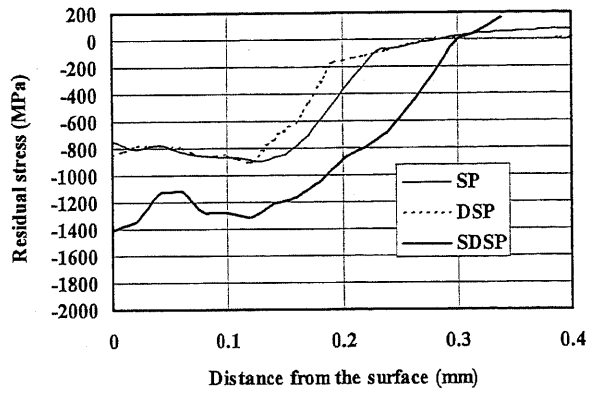


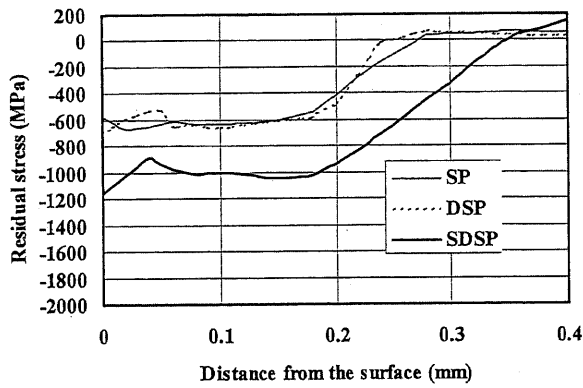
Fig.2.7 Residual stress distributions on SDSP



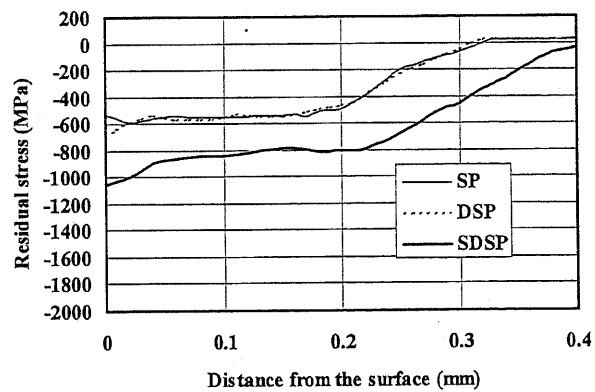
(1) 676HV



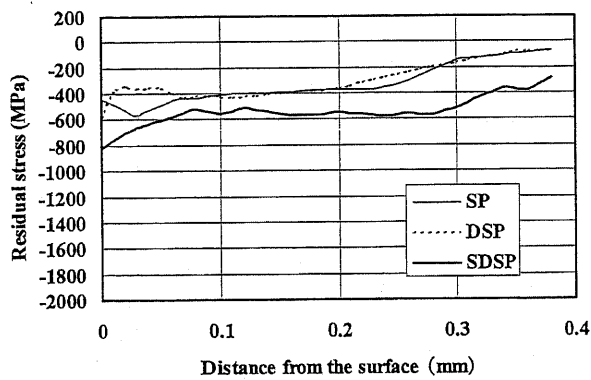
(2) 566HV



(3) 458HV

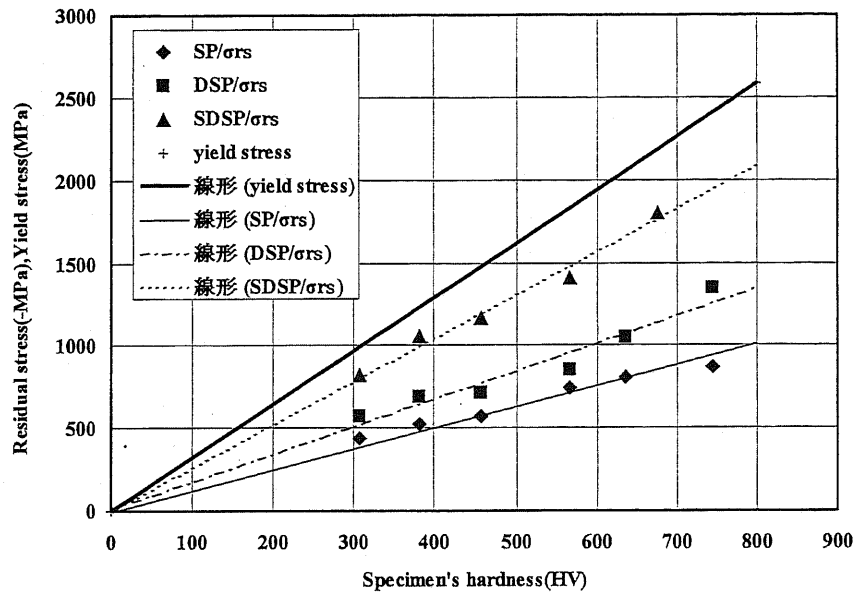


(4) 381HV

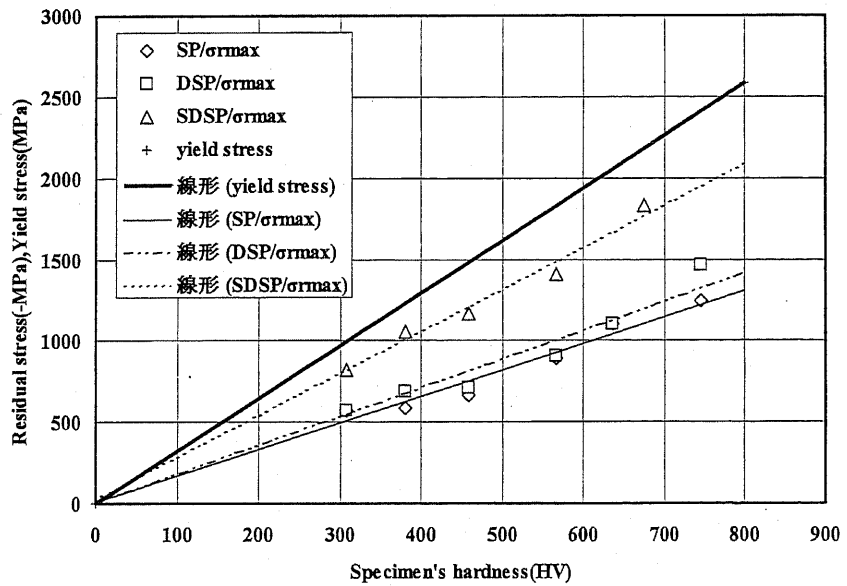


(5) 308HV

Fig.2.8 Residual stress distributions of each specimen's hardness by the difference of shot peening methods



(1) Relationship among specimen's hardness, σ_{rs} and yield stress



(2) Relationship among specimen's hardness, σ_{rmax} and yield stress

Fig.2.9 Relationship between specimen's hardness and residual stress by the difference shot peening methods

Table2.8 Ratio of residual stress for yield stress (%)

SP/σ_{rs}	DSP/σ_{rs}	$SDSP/\sigma_{rs}$	SP/σ_{rmax}	DSP/σ_{rmax}	$SDSP/\sigma_{rmax}$
40	53	83	52	57	83

参考文献

- 1) ばね技術研究会編, 第3版 ばね, 丸善株式会社, (1982), 429-438.
- 2) 丹下彰, 安藤柱, 圧力技術, 38-4, (2000), 216-223.
- 3) 松井勝幸, 衛藤洋仁, 川崎一博, 三阪佳孝, 安藤柱, 日本機械学会論文集 (A編), 65-637, (1999), 1942-1947.
- 4) 松井勝幸, 衛藤洋仁, 雪竹克也, 三阪佳孝, 安藤柱, 日本機械学会論文集 (A編), 66-650, (2000), 1878-1885.
- 5) 石上英征, 松井勝幸, 神泰行, 安藤柱, 日本機械学会論文集 (A編), 66-648, (2000), 1547-1554.
- 6) 渡邊吉弘, 長谷川典彦, 松村義和, 材料, 44, 496, (1995), 110-115.
- 7) 寺崎俊夫, 陳俊, 秋山哲也, 岸武勝彦, 日本機械学会論文集(A編), 64-618, (1998), 353-359.
- 8) 小川一義, 浅野高司, 材料, Vol.48, No.12, (1999), 1360-1366.
- 9) A.Wick, H.Holzapfel, V.Schulze, O.Vöhringer, The 7th International conference on shot peening, Warschau, (1999), 42-53.
- 10) 内山道良, 上正原和典, 鉄と鋼, 第42年, 第7号, (1956), 569-573.
- 11) A.Tange, K.Ando, Materials Science and Technology, Vol.18, (2002), 642-648.
- 12) ショットピーニングの最適化に関する研究委員会, ばね論文集, 第47号, (2002), 43-61.
- 13) 日本材料学会編, X線応力測定法, 養賢堂, (1981), 150-154.
- 14) ばね鋼委員会, ばね技術研究会昭和56年度秋季講演会前刷集, (1981), 25-42.
- 15) 岡田秀樹, 丹下彰, 安藤柱, ショットピーニング技術, 第15巻, 第2号, (2003), 88-95.

第3章 ショットピーニングにより形成される残留応力の予応力依存性

3.1 緒言

ピーニング面に引張りの予応力を負荷した状態でショットピーニングを施行すると、予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮の応力が重ね合されて、ピーニング面に大きくて深い圧縮残留応力が形成される。このショットピーニング方法が、応力ピーニングであり、疲労強度向上に対して大きな効果が得られることから、重ね板ばねなどにおいて実用化されている^{1)~6)}。しかし、与えた引張りの予応力の何割が、除荷した際に圧縮応力として重ね合せに寄与しているのか、予応力の効果が明らかにされていない。また、ばねの線径や板厚の違いによって予応力の効果がどのように変化するのも、明らかにされていない。予応力の負荷様式は、板ばねが曲げで、巻ばねがねじりであるように負荷様式の違いによって予応力の効果がどのように変化するのか明確にされていない。

一般に応力ピーニングで残留応力が大きくなる理由として、特に材料が硬い場合に、引張りの予応力によって塑性変形が助けられる可能性がある。もうひとつは、前述の予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮の応力が加わる重ね合せの原理が働くことである。石上は、板厚 3mm の短冊形試験片を用いて 4 点曲げによる応力二段ピーニングを行い、前者の効果は少なく、後者の効果が大きいことを明らかにした。そして予応力の効果が、約 50%であることを報告している⁷⁾。本章では、数種類の板厚の試験片を用意して 4 点曲げによる応力二段ピーニングを行い、試験片板厚の違いによる予応力の効果を求めた。また、予応力の負荷様式としては、4 点曲げの他に単軸引張りとなじりを、ねじりの応用として巻ばねについて実験を行い、負荷様式の違いによる予応力の効果を求めた。

3.2 試験片および実験方法

3.2.1 試験片

材料は、4点曲げと単軸引張りでは、ばね鋼 SUP9 (JIS G 4801) を、ねじりでは、ばね鋼 SUP7 を用いた。Table 3.1 に、材料の化学成分を示す。Fig.3.1 に、試験片形状を示す。4点曲げと単軸引張りの試験片は、板厚が 2,4,6 および 8mm である。ねじり試験片は、線径が 7 および 12mm である。試験片は、機械加工した後、表面層が脱炭しないように 860°C のソルトバス中で 20 分間加熱した後、油焼入れを行った。次に、150°C のソルトバス中で 30 分間の焼戻しを行った。そして、表面の脱炭層を完全に除去するために両面を 0.2mm ずつ研削した。最後に、真空中で 130°C、8 時間の脱ガス処理を行った。硬さは、SUP9 が 680HV、SUP7 が 750HV である。

3.2.2 ショットピーニング方法およびその条件

ショットピーニングは、応力二段ピーニングであり、Table 3.2 にその条件を示す。一段目の装置には、空気式ピーニングマシンの直圧方式を、投射材には、大きさ 0.67mm、硬さ 600HV のラウンドカットワイヤーを用いた。二段目の装置には、吸引方式の空気式ピーニングマシンを使用した。投射材には、 ϕ 0.063mm、700HV のスチールショットを用いた。今回予応力の効果は、試験片表面の残留応力を測定して算出するため、X 線による応力測定の精度を上げる必要がある。そのためには表面粗さを低くする必要があり、試験片硬さは前記のとおり 700HV 前後と高くした。またショットピーニングでは、二段目のショットサイズを小さくすることによって最大表面粗さを約 4 μ m と低く抑えた。予応力は、4点曲げでは曲げ応力が 250MPa と 1000MPa、単軸引張りとなじりではそれぞれ引張応力となじり応力が 250MPa となるようにした。

3.2.3 残留応力測定方法

残留応力の測定は、理学電機の微小域 X 線残留応力測定装置を用いて行った。

用いた X 線は、CrK α 特性 X 線である。X 線照射部の試料(211)面の面間距離の変化に基づく回折ピークの移動を測定し、 $2\theta - \sin^2 \phi$ 法によって応力を求めた。なお、X 線条件は使用電圧 30kV、使用電流 20mA である。ここでヤング率は 205.8GPa とした。

3.2.4 実験方法

試験片にひずみゲージを貼り付けて予応力の測定を行った。予応力を負荷するための実験治具を Fig.3.2 に示す。実験は、以下の手順で行った。

- (1) 決められた予応力を負荷した。
- (2) ショットピーニングを行った。
- (3) 予応力を負荷した状態で、X 線で残留応力を測定した。
- (4) 予応力を除荷した後、残留応力を測定した。

予応力の効果は、予応力除荷前後の残留応力の差を予応力で割った値であり、下記式から求めた。

$$\text{予応力の効果 (\%)} = \left| \frac{\text{予応力除荷後の残留応力値} - \text{予応力除荷前の残留応力値}}{\text{予応力}} \right| \times 100$$

3.3 実験結果および考察

3.3.1 4点曲げの場合

Table 3.3 に 4 点曲げの実験結果を示す。ショットピーニングを行う面の長手方向の応力が 1000MPa になるように、予応力を負荷した(Table3.3-②)。ショットピーニング後の予応力負荷状態における表面の応力は、予応力の大きさに関係なく等二軸の圧縮残留応力分布である(Table3.3-④⑤⑨)。また、この場合には試験片板厚の影響は受けていない。このことから、引張りの予応力によって塑性変形が助けられる効果は少ないといえる。予応力除荷後の表面の応力は、幅

方向では除荷前とほとんど変化がない(Table3.3-⑩)。これは、幅方向の予応力が約-200MPa以下と小さかったためと考えられる。これに対して長手方向では、除荷前に比べて356MPaから627MPaほど圧縮応力が増加している(Table3.3-⑪)。長手方向では、除荷によって弾性変形で回復する際の圧縮の応力が加わる重ね合せの原理が働いたためであり、このことが応力ピーニングの効果といえる。Fig.3.3は、Table3.3⑫のデータを基に試験片板厚と予応力の効果の関係を示した結果である。予応力の効果は、板厚が大きくなるにつれて増加し、板厚4mm以上では平衡状態になり最大で64%である。この結果は、石上が行った材質S50C、硬さ690HV、板厚3mm、予応力1000MPaの4点曲げの実験結果とほぼ一致する⁷⁾。板厚2mmの予応力の効果が少ないのは、曲率半径が小さくなっていることから分かるように全体的な曲げの変形が残存し、曲がりはりになったためと考えられる(Table3.3-⑧)。このことに関連して、飯田らは、ショットピーニングによって形成される残留応力には、被加工物の板厚が限界板厚以下では表面の圧縮残留応力が低下すると報告している⁸⁾。この限界板厚 t_c と焼鈍材に対してショットピーニング加工した際に生じる加工硬化層深さ δ の間には、投射エネルギーに関係なく $t_c/\delta=5$ の関係が成立することを実験的に求めている。今回の材料であるSUP9の焼鈍材にショットピーニングを行い、加工硬化層深さを求めた結果、約1mmであった。従って限界板厚は5mmとなり、板厚2mmで予応力の効果が少ないのは曲がりはりの影響の他に、限界板厚による影響でも説明できると考えられる。次に、予応力が250MPaの場合の試験片板厚と予応力の効果の関係をFig.3.3に示す。予応力の効果は、試験片板厚が大きくなるにつれて増加する傾向にあるといえる。また、板厚6mm以上では、予応力の効果は平衡状態になり最大で61%である。このことから曲がりはりの影響の少ない試験片板厚6mm以上では、予応力の大きさが予応力の効果に及ぼす影響は少ないといえる。Fig.3.4に、予応力1000MPaを除荷した後の残留応力分布を示す。板厚が大きくなるにつれて、大きくて深い圧縮残留応力分布を示す傾向にある。これは、板厚が大きくなるにつれて予応力の応力こう配が小さくなる。つまり、板厚が大きくなるにつれて表面付近の予応力が大きくなった

ため、表面付近の圧縮の残留応力が増加したと考えられる。

3.3.2 単軸引張りの場合

Table 3.4 に単軸引張りの実験結果を示す。引張応力が 250MPa になるように予応力を負荷した(Table3.4-①)。ショットピーニングした後の予応力負荷状態における表面の応力は、前述の曲げと同じように予応力の大きさに関係なく等二軸の圧縮残留応力分布である。また、この場合にも試験片板厚の影響は受けていない(Table3.4-②③⑦)。予応力除荷後の応力は、幅方向では除荷前とほとんど変化がない(Table3.4-⑧)。長手方向では除荷前に比べて 107MPa から 228MPa ほど圧縮応力が増加している(Table3.4-⑨)。Fig.3.5 は、Table 3.4⑩のデータを基に試験片板厚と予応力の効果の関係を示した結果である。予応力の効果は、板厚が大きくなるにつれて増加し、板厚 6mm 以上では平衡状態になり最大で 88% である。この傾向は、4 点曲げの結果と同じであるが、予応力の効果は、単軸引張りのほうが大きい。これは単軸引張りの場合には、予応力に応力こう配がないため表面付近の予応力が大きくなったことによる影響と考えられる。Fig.3.6 に予応力 250MPa を除荷した後の残留応力分布を示す。板厚が大きくなるにつれて、大きくて深い圧縮残留応力分布を示す傾向にある。板厚が 2mm, 4mm において全体的に小さくて浅い残留応力分布を示すのは、曲がりよりの影響と考えられる。

3.3.3 ねじりの場合

Table 3.5 にねじりの実験結果を示す。軸をねじるとせん断応力が発生し、同時に軸線に対して 45° 傾斜した 2 方向には、せん断応力と等しい引張り応力と圧縮応力が発生する。応力ピーニングに関する予応力の効果は、引張りの予応力で議論しているため以後、予応力の効果は引張りの予応力方向を対象にする。引張りの予応力が、250MPa となるように負荷した。線径が 7mm の場合には、予応力の効果が 40% と小さい。これは、線径が小さいのでショットピーニングによって曲げの変形が残存し、曲がりよりになったためと考えられる。線径が

12mm の予応力の効果は、67%である。ねじりの場合には 4 点曲げ同様、予応力に応力こう配があるため単軸引張りに比べて予応力の効果が小さいと考えられる。R.Menig らは、せん断降伏応力が 800MPa の AISI4140 を用いて、ねじりの予応力の大きさを变化させた応力ピーニングの実験を行っている⁹⁾。試験片は、線径が 5mm、長さが 120mm の丸棒で、アークハイト値は 0.25~0.27mmA である。線径は小さいが、アークハイト値は低く抑えているため曲げによる変形の影響は比較的少ないと予想される。R.Menig らは、予応力の効果に関する議論はしていないが、実験結果から予応力の効果を算出すると約 50%と推定される。線径が小さいので予応力の応力こう配が大きいため、 ϕ 12mm の 67%に比べて予応力の効果が低いと考えられる。

3.3.4 巻ばねの場合

ねじりの応用として巻ばね（以下、ばねと記す）を用いて応力ピーニング実験を行い、予応力の効果を調べた。用いた材料は、神戸製鋼製のばね鋼 UHS1900 である。ばねの線径は、12.5mm である。ばねは、熱間で成形した後、焼入れ焼戻しを行った。焼戻し後の硬さは 568HV、0.2%耐力は 1700MPa である。ショットピーニングは、インペラー方式のショットピーニング機を用いた。予応力は、Whal の応力計算式から求めた 250MPa、500MPa、750MPa、1000MPa の 4 条件とした。3 軸ひずみゲージをばねの 1 巻目から 5 巻目の 5 箇所貼り付けてひずみ測定を行い、その値から予応力を計算した。Table 3.6 にその測定結果を示す。1 巻目と 5 巻目の応力値は、2~4 巻目に比べてばらつきが大きいため除外して、2~4 巻目のデータの平均値を予応力とした。応力の実測値は、Whal の式から求めた計算値に比べて全体的に小さく、応力値が小さい（初期たわみ）時ほどその差が大きい傾向にあった。また、最大主応力と最大せん断応力の比率は 1 : 0.75 であり、75%のせん断応力と 25%の曲げ応力が、曲げモーメントによって発生していた。

Fig.3.7 は、予応力除荷前後のばね表面の最大主応力（引張りの予応力）方向の残留応力を測定した結果である。予応力除荷前の残留応力は、予応力の大き

さに関係なく -750MPa 前後ではほぼ均一である。予応力除荷後の残留応力は、予応力が大きくなるにつれて圧縮残留応力値が大きくなる傾向を示す。Fig.3.8は、Fig.3.7のデータを基に予応力の効果を算出した結果である。この結果から、予応力の効果は、予応力 955MPa の場合が58%で最も小さく、その他の条件では67~78%である。予応力が 219MPa のばね結果と、Table 3.5で述べた線径が 12mm のねじりの結果は、67%で同じ結果であった。予応力が 955MPa の場合の予応力効果が低いのは、Fig.3.7の(2)の除荷後の残留応力が -1300MPa で平衡状態になっているためと考えられる。これは、材料のせん断降伏応力が 1300MPa であるので圧縮降伏が発生したためと考えられる。また、予応力が 955MPa の場合には、1巻目と5巻目の圧縮残留応力値が低い結果である。Fig.3.9は、予応力 698MPa を負荷したばねの外観状態である。予応力が大きくなるにつれて両端の線間距離が小さくなるためショットが当たり難くなり、両端の残留応力値が低くなったと考えられる。この結果からばねの適正な予応力は、1巻目と5巻目の圧縮残留応力値が高く、なおかつ均一な残留応力が形成されている予応力 698MPa であると判断できる。

3.3.5 予応力の効果に及ぼす負荷様式および試験片寸法の依存性

ここでは前記の4点曲げ、単軸引張り、ねじりおよびばねの結果を基に負荷様式および試験片寸法の違いによる予応力の効果について検討を行った。これまでに試験片寸法が小さい場合には、曲がりよりの影響で予応力の効果が小さいことを報告した。また負荷様式では単軸引張りが、予応力に応力こう配がないため予応力の効果が大きいことを報告した。ここでは明らかに曲がりよりの影響があるデータは除いて再検討を行った。Fig.3.10は、横軸に応力こう配に相当する 0.1mm 深さの予応力を表面の予応力で割った値として、縦軸に予応力の効果を表したものである。この結果から、負荷様式に関係なく予応力こう配が小さくなるにつれて予応力の効果が大きくなる傾向を示すことが明らかになった。このことから負荷様式では単軸引張りが、また予応力に応力こう配が発生する場合には、試験片寸法が大きいほど予応力の効果が大きくなるといえる。

3.3.6 有限要素法による検証

ここで、単軸引張りにおける予応力の効果について有限要素法を用いて検証を行った。Fig.3.11のような四角柱の表面に、大きさが $\phi 0.67\text{mm}$ で、剛体の単一ショットを 0.012mm 押し込んだ時に発生するZ方向の残留応力を求めた。対称性を考慮して1/4モデル形状($1\text{mm}\times 1\text{mm}\times 1\text{mm}$)を作成した。解析には、8節点6面体要素を用いた。予応力は、Z方向に引張り応力 250MPa を負荷した。材料は、ばね鋼を想定した弾塑性体とし、材料特性は引張試験して得られた応力-ひずみ線図を矩形近似した。降伏応力は 1470MPa 、ヤング率は 205.8GPa 、ポアソン比は 0.3 である。Fig.3.12にその解析結果を示す。予応力を除荷することによって、大きくて深い圧縮の残留応力分布が形成されている。予応力除荷前後の応力差を見てみると表面が 237MPa で、最大で 261MPa であった。一般に転動疲労を考える上で基本となる圧縮荷重による接触部の応力にはHertzの応力式が用いられる。この式から二つの円柱が押し付けられて発生する深さ方向への応力を考えると、表面よりもむしろ内部にかけて大きなせん断応力が形成されている。つまりショットピーニングの場合にも表面は、平面応力状態であり、圧縮応力を拘束する力が3軸応力状態の内部に比べて弱いため予応力の効果が少ないと考えられる。仮に、 261MPa を予応力の効果が 100% とした場合には、表面が 226MPa となり予応力の効果としては 90% が見込まれる。以上のことから、単軸引張りにおける予応力の効果は、実験値が 88% 、シミュレーションの値が 90% であり、ほぼ一致する結果が得られた。

3.4 結 言

数種類の寸法の試験片を用意して4点曲げ、単軸引張りおよびねじりに関する応力二段ピーニングを行い、試験片寸法および負荷様式の違いが予応力の効果に及ぼす影響について検討を行った。得られた結果をまとめると、以下のとおりである。

- (1) 予応力の効果は、4点曲げ、単軸引張りおよびねじりのすべてにおいて、試験片寸法が大きくなるにつれて増加し、その後は平衡状態になった。これは、試験片寸法が小さい場合には、ショットピーニングによって全体的な曲げ変形が残存し、曲がりはりになったためと考えられる。このことは、限界板厚の影響からも説明がつくことが明らかになった。曲がりはりの影響を受けない板厚6mm以上の4点曲げの場合には、予応力の大きさが予応力の効果に及ぼす影響は少なかった。
- (2) 予応力除荷後の残留応力分布は、試験片板厚が大きくなるにつれて大きくて深い圧縮の残留応力であった。これは、板厚が大きくなるにつれて、予応力の応力こう配が小さくなることおよび曲がりはりの影響が小さくなるためと考えられる。
- (3) 予応力の負荷様式の違いによる予応力の効果は、予応力に応力こう配がない単軸引張りが88%で最も大きく、予応力に応力こう配が発生する4点曲げが64%、ねじりが67%、巻ばねが70%前後であった。
- (4) 以上のことから、曲がりはりの影響を受けない寸法範囲の予応力の効果は、負荷様式に関係なく応力こう配が小さくなるにつれて大きくなることが明らかになった。
- (5) 単軸引張りにおける予応力の効果については、有限要素法を用いて検証した結果、シミュレーション値と実験値がほぼ一致した。

Table3.1 Chemical compositions (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SUP9	0.57	0.24	0.83	0.021	0.021	0.17	0.1	0.85	0.04
SUP7	0.59	1.9	0.82	0.012	0.014	0.15	-	0.13	-

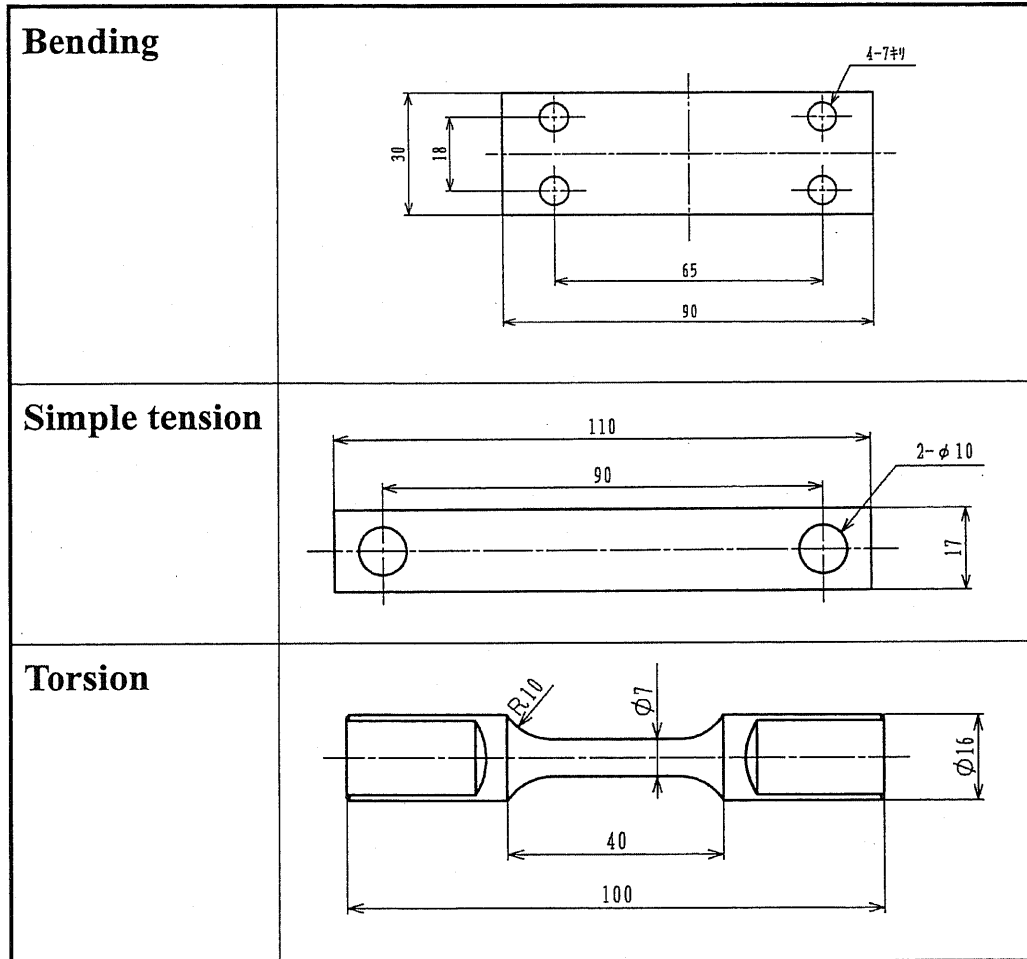


Fig.3.1 Shape and dimensions of the specimens

Table3.2 Shot peening conditions

	Primary	Secondary
Machine	Direct pressure	Suction
Air pressure (MPa)	0.62	0.75
Project amount (kg/min)	6.1	0.7
Shot size (mm)	0.67/RCW	φ 0.063/steel ball
Hardness of shot	560~630HV	700HV
Application distance (mm)	100	30
Arc height	0.48mmA	0.28mmN
Nozzle diameter (mm)	5	5
Coverage (%)	300	300

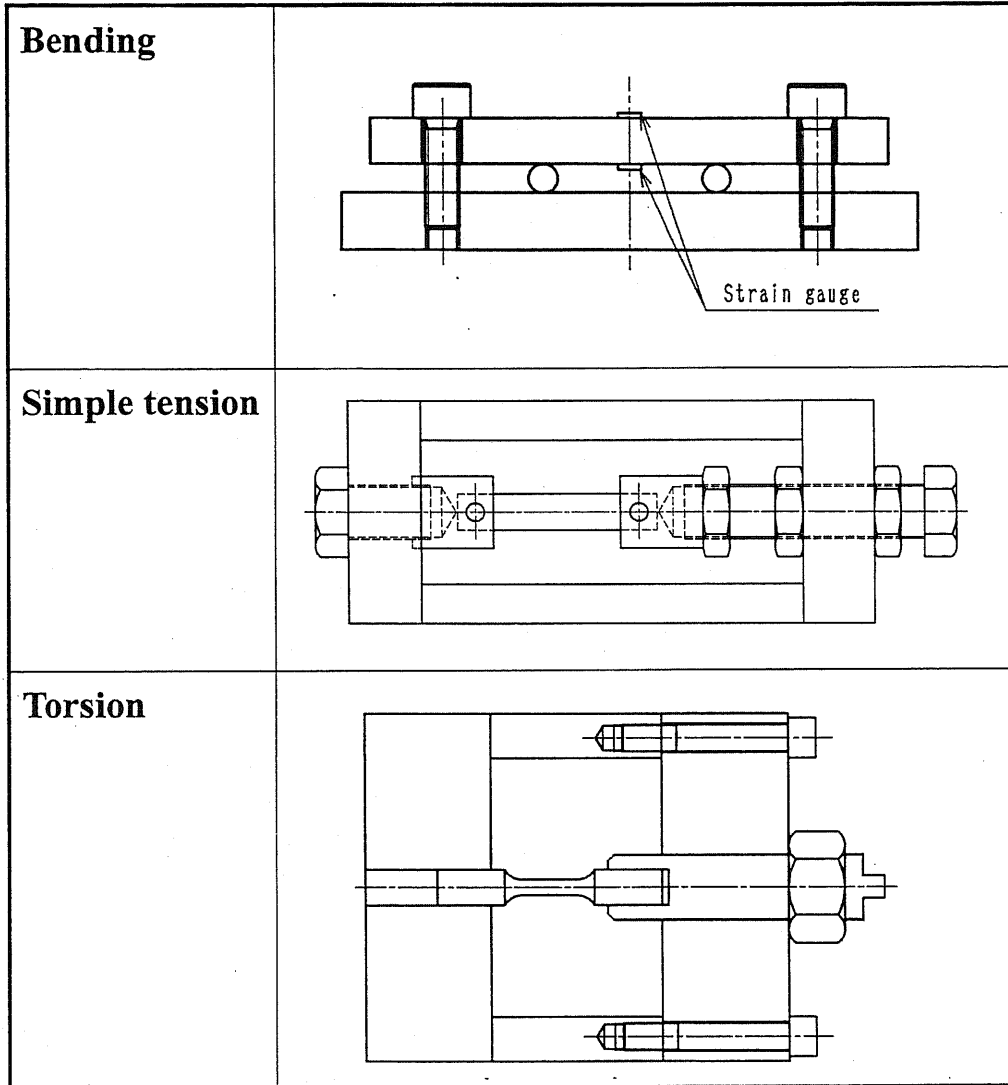


Fig.3.2 Set-up for pre-stress

Table 3.3 Experimental results of bending

Item	Number	Specimen's thickness (mm)	2	4	6	8
After loaded pre-stress	①	Stress of cross direction(MPa)	-132	-163	-189	-206
	②	Stress of longitudinal direction(MPa)	1001	980	1001	983
	③	Radius of curvature(mm)	220	425	615	885
After double shot peening	④	Stress of cross direction(MPa)	-1110	-1141	-1116	-1106
	⑤	Stress of longitudinal direction(MPa)	-1173	-1181	-1148	-1173
	⑥	Stress of cross direction(MPa)	-1141	-1173	-1189	-1179
After unloading	⑦	Stress of longitudinal direction(MPa)	-1529	-1745	-1760	-1800
	⑧	Radius of curvature(mm)	455	1820	3550	5400
	⑨	⑤-④(MPa)	-63	-40	-32	-67
Difference of longitudinal stress and cross stress after shot peening	⑩	⑥-④(MPa)	-31	-32	-73	-73
Difference of cross stress before and after unloading	⑪	⑦-⑤(MPa)	-356	-564	-612	-627
Effect of pre-stress	⑫	⑩ / ② ×100 (%)	36	58	61	64

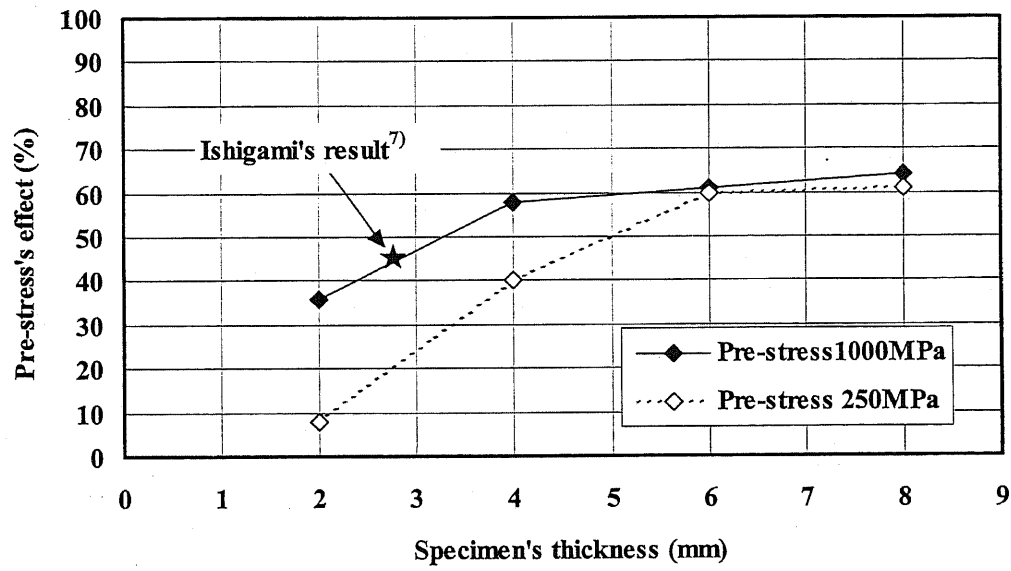


Fig.3.3 Relationship between specimen's thickness and pre-stress's effect (bending)

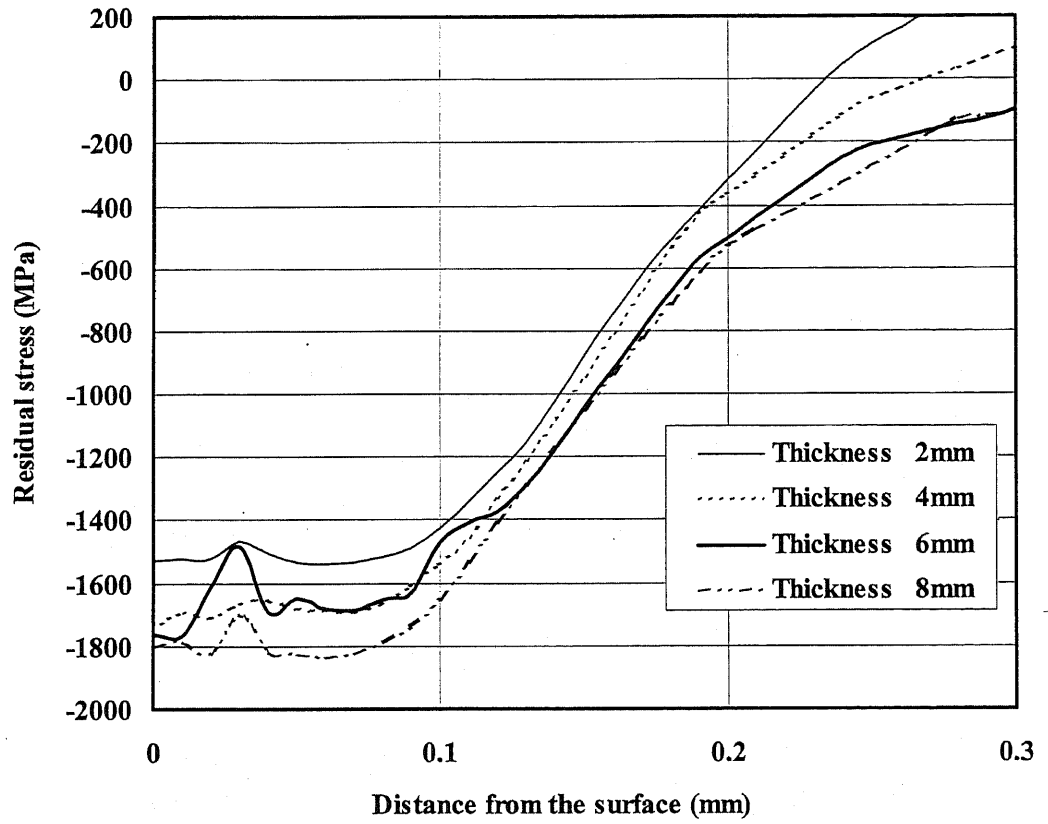


Fig.3.4 Distributions of residual stress after unloading (pre-stress 1000MPa on bending)

Table 3.4 Experimental results of simple tension

Item	Number	Specimen's thickness (mm)	2	4	6	8
After loaded pre-stress	①	Stress of longitudinal direction(MPa)	249	260	265	257
After double shot peening	②	Stress of cross direction(MPa)	-1099	-1158	-1132	-1134
	③	Stress of longitudinal direction(MPa)	-1187	-1116	-1072	-1172
	④	Stress of cross direction(MPa)	-1122	-1117	-1074	-1123
After unloading	⑤	Stress of longitudinal direction(MPa)	-1294	-1247	-1300	-1398
	⑥	Radius of curvature(mm)	1061	5813	8468	17612
Difference of longitudinal stress and cross stress after shot peening	⑦	③-② (MPa)	-88	42	60	-38
	⑧	④-② (MPa)	-23	41	58	11
Difference of longitudinal stress before and after unloading	⑨	⑤-③ (MPa)	-107	-131	-228	-226
	⑩	⑨/① ×100 (%)	43	50	86	88

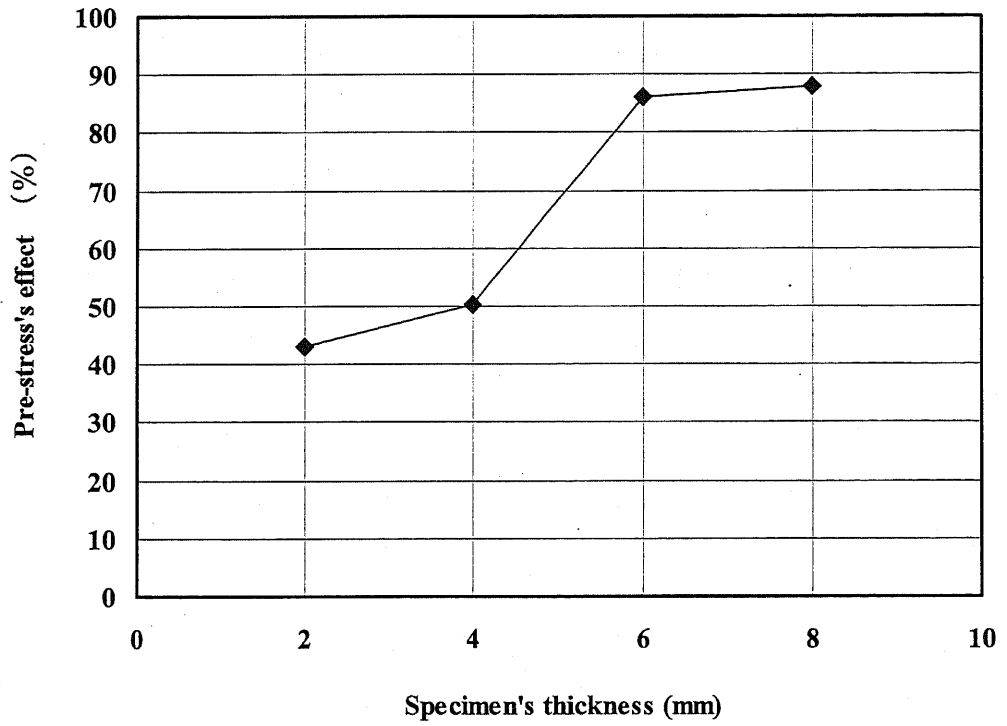


Fig.3.5 Relationship between specimen's thickness and pre-stress's effect (simple tension)

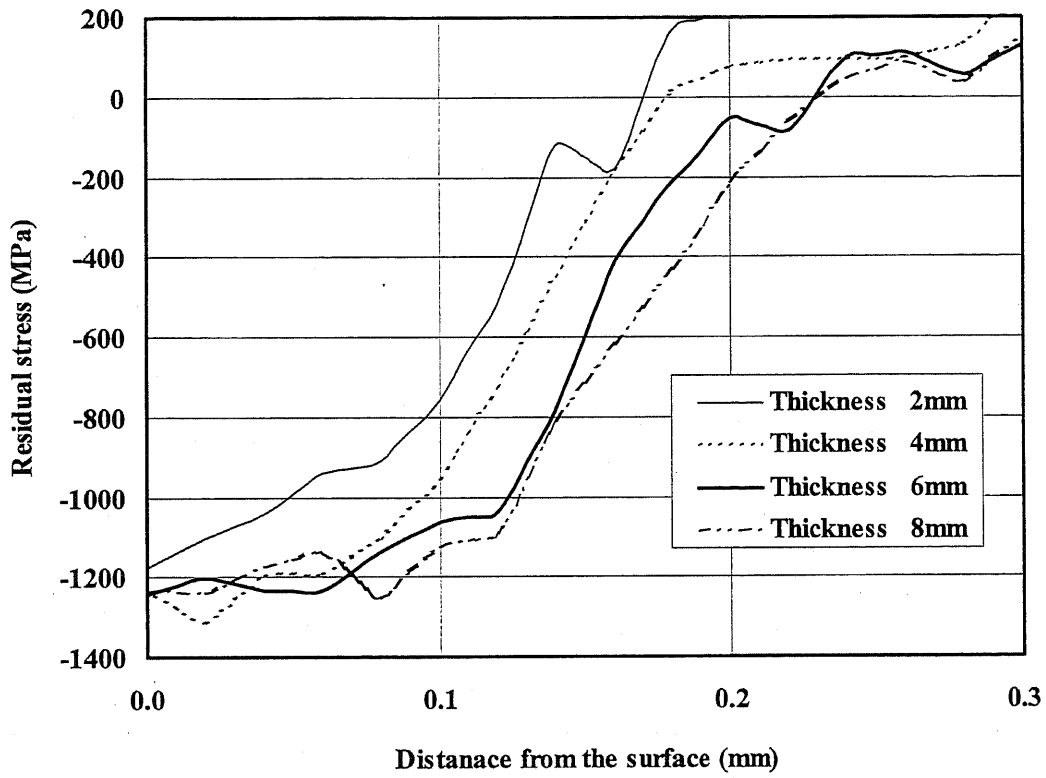


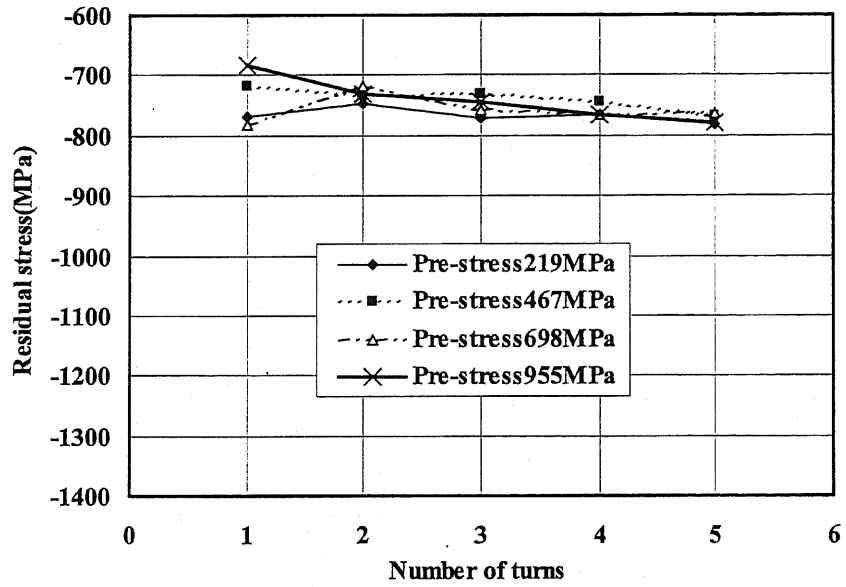
Fig.3.6 Distributions of residual stress after unloading (on simple tension)

Table3.5 Experimental results for torsion

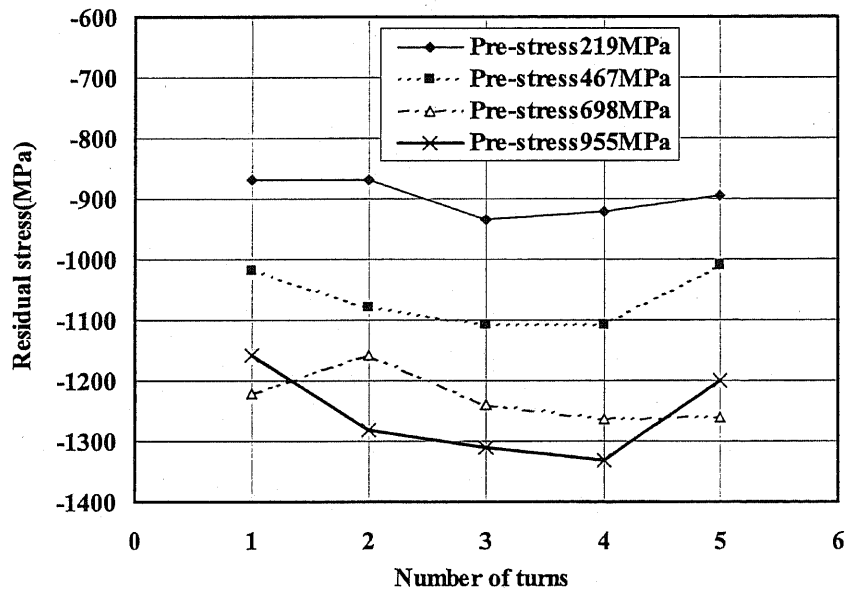
Wire diameter (mm)	7	12
Pre-stress (MPa)	249	275
Before unloading (MPa)	-1342	-1082
After unloading (MPa)	-1442	-1267
Difference of before and after unloading (MPa)	-100	-185
Effect of pre-stress (%)	40	67

Table3.6 Measuring results of pre-stress on coil spring (MPa)

Number of turns	250MPa			500MPa			750MPa			1000MPa		
	σ_{max}	σ_{min}	τ_{max}	σ_{max}	σ_{min}	τ_{max}	σ_{max}	σ_{min}	τ_{max}	σ_{max}	σ_{min}	τ_{max}
1	207	-148	178	430	-308	369	666	-482	574	933	-658	796
2	218	-140	179	461	-289	375	699	-411	555	958	-563	760
3	222	-133	178	473	-267	370	711	-386	548	970	-480	725
4	216	-128	172	465	-249	357	683	-374	529	938	-499	718
5	188	-145	166	402	-292	347	630	-447	538	831	-626	729



(1) Before unloading



(2) After unloading

Fig.3.7 Measuring results of residual stress

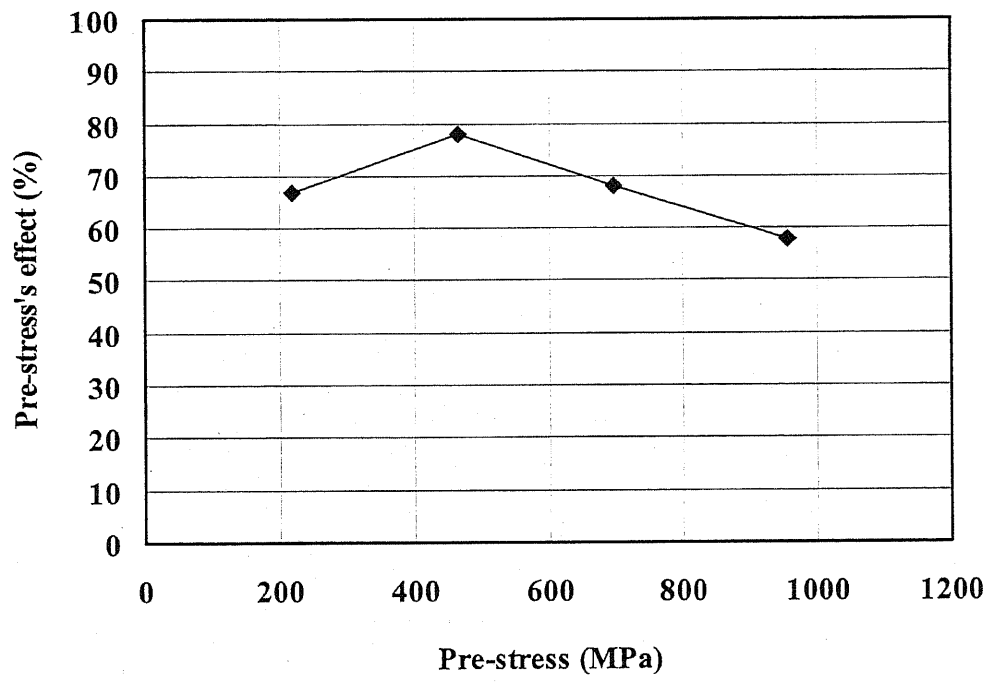


Fig.3.8 Relationship between pre-stress and pre-stress's effect on coil spring (Average of 2,3,4 turns)

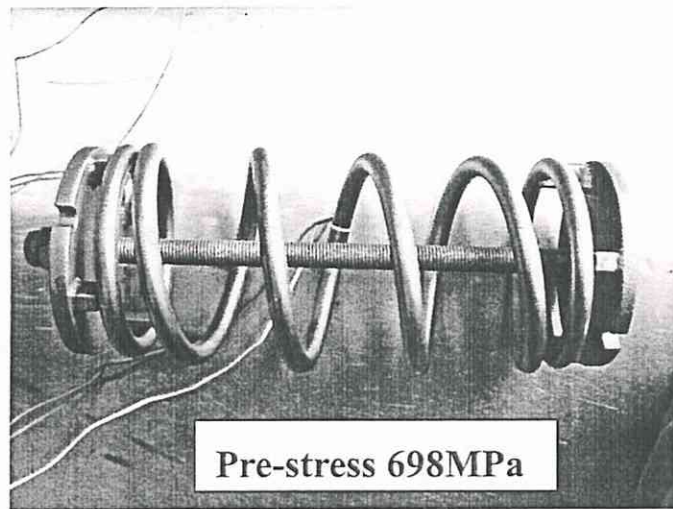


Fig.3.9 Pre-stress loading condition on coil spring

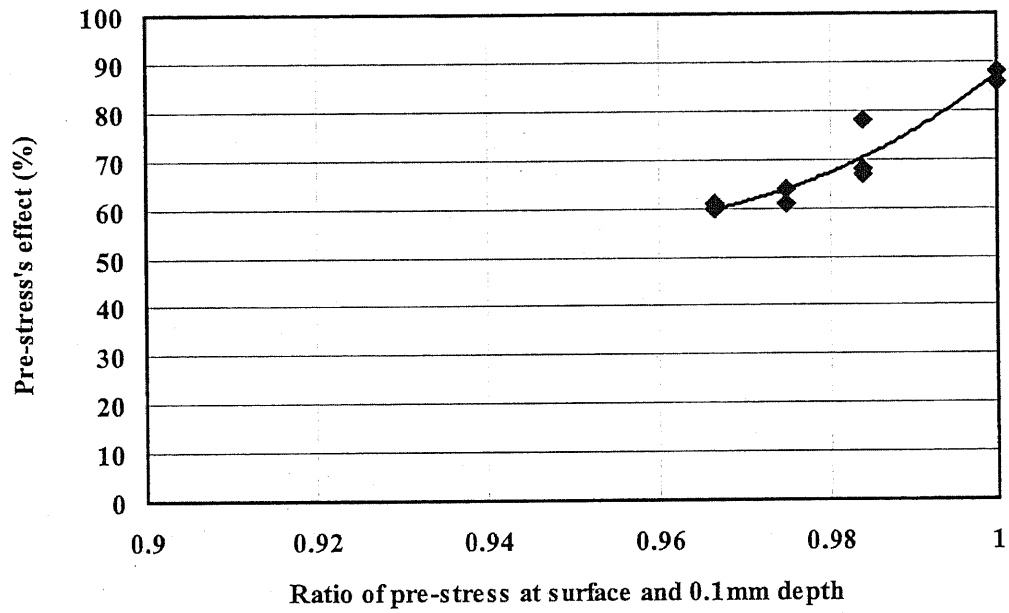


Fig.3.10 Relationship between pre-stress ratio of surface and 0.1mm depth and pre-stress's effect

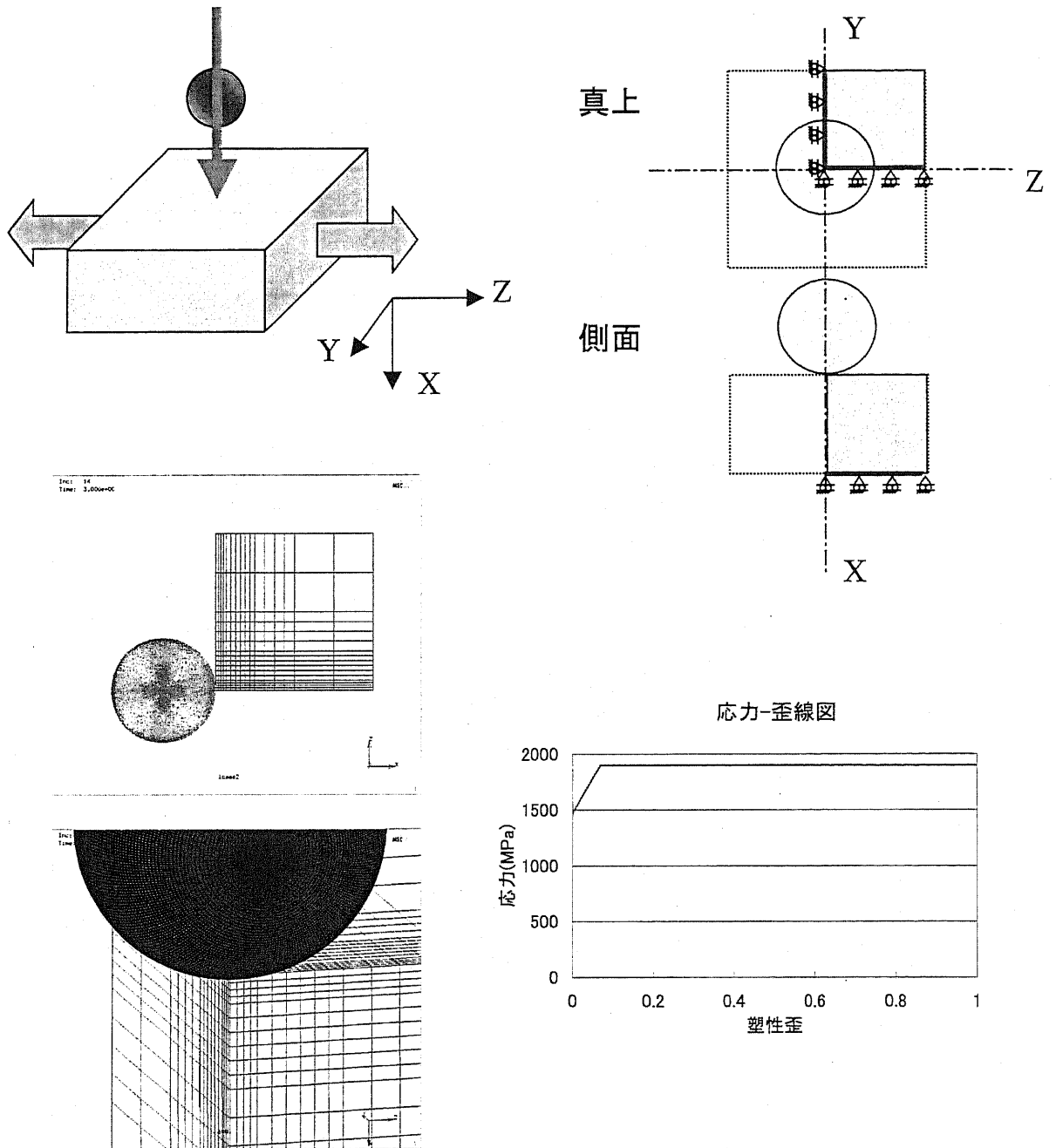
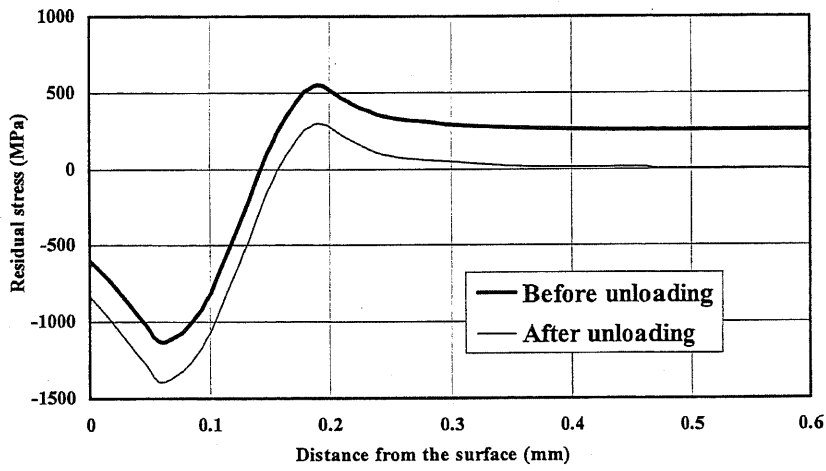
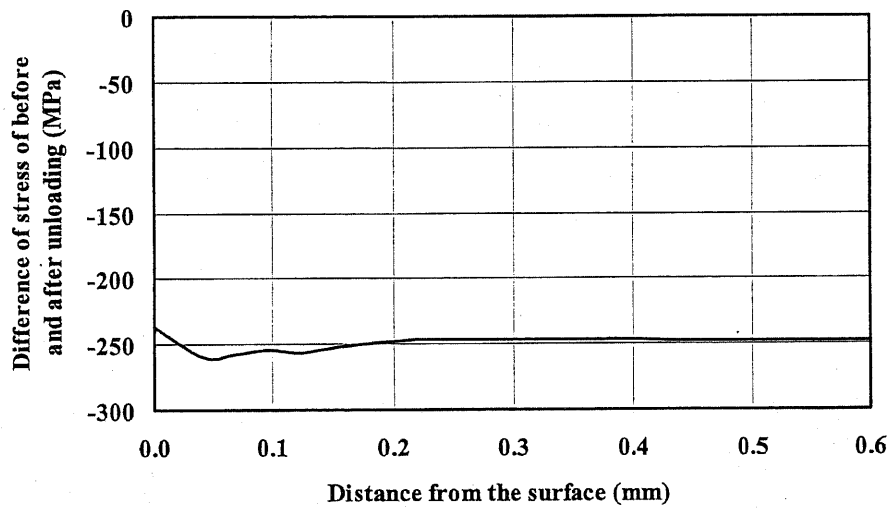


Fig.3.11 FEM model



(1) Distribution of residual stress



(2) Pre-stress's effect

Fig.3.12 Results of FEM analysis

参考文献

- 1) ばね技術研究会編, 第3版ばね, (1982), 437, 丸善.
- 2) 大野明, 浜田浩, 高田淳士, 林治彦, ばね論文集, 第5号 (1959), 222-227.
- 3) 須藤一, 残留応力とゆがみ, (1994), 110, 内田老鶴園.
- 4) 中野修, 安田茂, 水野邦明, 自動車技術会論文集, 24-3 (1993), 61-66.
- 5) 衛藤洋仁, 松井勝幸, 神泰行, 安藤柱, 日本機械学会論文集 (A編), 69-680 (2003), 733-740.
- 6) 石上英征, 松井勝幸, 神泰行, 安藤柱, 日本機械学会論文集 (A編), 66-648 (2000), 1547-1554.
- 7) 石上英征, 横浜国立大学学位論文, (2001-3).
- 8) 飯田喜介, 当舎勝次, 精密工学学会誌, 54-1, (1988), 107-111.
- 9) R.Menig, V.Schulze, O.Vöhringer, Proc.ICSP8, (2002), 311-316.

第4章 疲労強度に及ぼす脱炭とショットピーニング条件の影響

4.1 緒言

ばね鋼など鋼を高温に加熱する場合、表面層は雰囲気中の酸素、炭酸ガス、水蒸気などと反応して酸化と脱炭を生じる。酸化は、鋼の地金が雰囲気中の酸素と反応して酸化皮膜が生じる現象で、さらに酸化が進めばスケールとなって鋼の表面からはく離する。脱炭は、鋼中の炭素が雰囲気中の酸素、炭酸ガスあるいは水素と化合して、一酸化炭素またはメタンガスとして脱出して、鋼表層部の炭素含有量が低下する現象である¹⁾。すなわち、 $2C+O_2 \rightarrow 2CO$ 、 $C+CO_2 \rightarrow 2CO$ 、 $C+H_2O \rightarrow CO+H_2$ という化学反応が生じる。脱炭は、酸化と並行して進むため、材料の表面層には脱炭層と酸化スケールの両方が生じている。酸化は、表面粗さを粗くし疲労強度を低下させ、脱炭は表面硬さを低下させると同時に引張残留応力を生成させるため疲労強度を低下させる²⁾。脱炭層が非常に薄い場合でも疲労強度に及ぼす影響はきわめて大きい³⁾、脱炭層がさらに深くなってもその影響が変わらないことは注目すべきことである³⁾、⁴⁾。脱炭を起こさないようにするためには、なるべく加熱温度を下げ、加熱時間を短くし、乾燥した窒素、変成ガスなどの保護ガス中で加熱を行うことや、燃焼ガスの空気率を調整して還元性雰囲気を形成することなどが行われている。脱炭層深さは年々改善されてきており、現時点では0.15mm以下にできる⁵⁾。最近では、高周波加熱が用いられ始めている⁶⁾。高周波加熱とは、高周波誘導電流によって部品を急速に加熱し、焼入れ温度に達した後、ただちに急冷することにより所要厚みの焼入硬化層が、周波数と出力を調整することによって得られる方法である。脱炭が疲労強度に及ぼす影響は、大気中においては一般に低下するが、一方で水中における腐食疲労強度の結果は、多少異なる。水道水中におけるS55C鋼の 3×10^5 回の疲労強度を見ると、脱炭鋼は無脱炭鋼よりも水による腐食をうける影

響が少ないため、水道水中の疲労強度が大気中のそれを上回っている⁷⁾。つまり腐食環境下においては、脱炭層が疲労に対して有利に働いているという結果である。これに類似した現象は、恒温恒湿槽および塩水噴霧室への放置と大気中での疲労試験を1日当たり1サイクルとして折損まで繰り返す、ばねの腐食疲労試験でも発生している。

前述のとおり脱炭によって表面粗さが増加し、残留応力および表面硬さが低下することは、一般的に知られている。しかし脱炭が表面粗さなどに及ぼす影響について、定量的に言及した研究例はほとんど見当たらない。そこで本章では、意図的に脱炭させた試験片と無脱炭試験片を用意し、脱炭が表面粗さ、残留応力および表面硬さに及ぼす影響について統計的設計支援システムを用いて、定量的に解析した⁸⁻¹⁰⁾。脱炭に加えて材料硬さやショットピーニング条件の中のショットサイズ、ショット硬さ、投射圧力が、表面粗さなどに及ぼす影響について検討した。そして疲労に対して最適な脱炭層深さ、材料硬さおよびショットピーニング条件を提示した。また、表面粗さ、残留応力および表面硬さの相関関係については、多変量解析を行い検討した。ここで得られた最適な加工条件および第3章で得られた最適な予応力値を巻ばねに適用して疲労試験を行い、その効果を確認した。

4.2 実験方法

4.2.1 試験片

材料は、神戸製鋼製のばね鋼 UHS1900 を用いた。Table4.1 に、材料の化学成分を示す。線径が12.8mmの素材の脱炭層を完全に除去するために直径で0.3mmの外径切削を行った後、長さ150mmに機械加工を行い、試験片を作製した。意図的に脱炭させた試験片は、大気炉で1000℃、25分間加熱保持し、大気中で35秒間放冷した後、油焼入れを行い作製した。脱炭層深さは、0.15mmである。無脱炭の試験片は、焼入れ加熱をソルトバス中で行い、大気に触れないように油焼入れを行い作製した。材料硬さは、焼戻し温度を変えて500HVと630HV

の2種類を用意した。

4.2.2 ショットピーニング条件

Table 4.2 に、ショットピーニング条件を示す。装置は、空気式ピーニングマシンの直圧方式を用いた。投射材（以下、ショットと記す）は、ラウンドカットワイヤーを用いた。ショットの硬さは、600HV および 800HV を、ショットの大きさは 0.3mm および 0.7mm を用いた。投射圧力は、0.4MPa および設備上の限界である 0.6MPa とした。その他の条件であるカバレッジ、投射時間、投射量、投射距離、およびノズル径は一定にした。

4.2.3 統計的設計支援システムおよび実験計画表

評価に用いた統計的設計支援システムは、実験計画法に基づいて実験あるいは解析を行う。そこで得られた特性値（今回は、表面粗さ、残留応力および表面硬さ）から分散分析を行うことにより、各特性に影響を及ぼす要因（今回は、材料硬さ、脱炭層深さ、ショットサイズ、ショット硬さおよび投射圧力）を明確にすると同時に、特性値を各要因の関数で表すことができるので、その関数を使用して特性値に及ぼす各要因の影響度を定量的に得ることができる。今回は、水準数が2水準であるため特性値を予測する推定式は、一次式である。

Table 4.3 に、実験に用いた L32 直交表を示す。要因は、材料硬さ、脱炭層深さ、ショットサイズ、ショット硬さ、投射圧力の5要因である。要因間の交互作用の検討もすべて行った。各要因の水準数は2水準とし、水準範囲は実用可能な範囲のもの、あるいは設備の制約から決まった値である。特性値は、疲労に対して大きな影響を及ぼす表面粗さ、残留応力および表面硬さとした。表面粗さおよび残留応力はさらに細分化して、表面粗さでは、算術平均高さ（以下、 R_a と記す）および最大高さ（以下、 R_y と記す）を、残留応力では、最表面の圧縮残留応力（以下、 σ_{rs} と記す）、最大の圧縮残留応力（以下、 σ_{rmax} と記す）および圧縮残留応力がゼロになる表面からの深さ（以下、 d_0 と記す）を特性値とした。

4.2.4 測定方法

表面粗さの測定には、東京精密の surfcom を用いた。測定条件は、カットオフ 0.8mm、基準長さ 4mm、速度 0.3mm/sec である。表面硬さの測定には、アカシのビッカース硬度計 MVK-H300 を用いた、試験力は 9.8N で、表面から深さ 1mm まで 0.05mm 間隔で測定した。残留応力は、X 線残留応力測定装置を用いて、軸方向の応力を測定した。残留応力分布は、深さ方向に 0.01mm ずつ腐食により除去していきながら求めた。

4.3 実験結果および考察

4.3.1 表面粗さに影響を及ぼす要因

Table 4.4 に、算術平均高さ Ra および最大高さ Ry に及ぼす各要因の寄与率について求めた分散分析結果を示す。今回の水準の範囲内では、Ra に及ぼす要因としては、ショットサイズ、脱炭層深さの順に寄与率が高いことが分かる。これは、圧痕深さはショットサイズが大きくなるにつれて増加するため表面粗さが増加したと考えられる。また、後述で触れるが脱炭が発生すると、表面硬さが低下するため圧痕深さが増加し、表面粗さが増加したと考えられる。Ry に関しては、ショットサイズ、脱炭層深さの他に寄与率は低いですが、ショットサイズ・投射圧力の交互作用が認められた。これは、Fig.4.1 に示すショット速度とアークハイトの関係から説明できると考えられる。ショット速度 $V(\text{m/s})$ は、小川らが提案した実験式 (4-1) から求めた¹¹⁾。アークハイト値は、ショットサイズによって大きく変化し、特にショットサイズが大きい場合に顕著である。つまり、アークハイト値に及ぼす投射圧力の寄与率が、ショットサイズによって異なるため前記の交互作用が発生していると考えられる。ショットサイズが大きくて、投射圧力が高くなる場合には、投射エネルギーが最大になり、圧痕深さが深くなり表面粗さが増加したと考えられる。今回のようにアークハイト値が 0.6mmA 以上の強い投射エネルギーで処理されるハードショットピーニングに

において適切なピーニング強度を評価するためには、市販のアルメンストリップでは信頼性に欠ける^{1,2)}。そこでここでは、高硬度基準片を用意して測定した結果、アークハイト値の変化が大きく表れたことからピーニング強度を適切に評価できていると考えられる。

$$V=K \cdot D^{\alpha} \cdot \rho^{\beta} \cdot (p+p_b)^{\gamma} \quad \dots (4-1)$$

$K=190$, $\alpha=-0.38$, $\beta=-0.48$, $\gamma=0.57$, D : ショット直径(mm), ρ : 密度(g/cm^3), p : タンク空気圧(ゲージ圧, MPa), p_b : 大気圧(0.1MPa)

R_a および R_y を予測するための推定式は、(4-2) および (4-3) になる。また Fig.4.2 に、実験結果と推定式から求めた推定値を比較した結果を示す。両者の傾向は一致しており、推定式の精度が高いことが分かる。この推定式を用いて後述の影響度解析を行った。

$$R_a=12.24 \times X_2+4.82 \times X_3+0.53 \quad \dots (4-2)$$

$$R_y=75 \times X_2-15.41 \times X_3-45.06 \times X_5+109.38 \times X_3 \times X_5+28.41 \quad \dots (4-3)$$

X_2 : 脱炭層深さ(mm), X_3 : ショットサイズ(mm), X_5 : 投射圧力(MPa)

4.3.2 残留応力に影響を及ぼす要因

Fig.4.3 に、各実験番号の残留応力分布を測定した結果を示す。この結果から、大きく4つに分類可能であり、脱炭とショットサイズの寄与率が高いことが概略分かる。次に Table 4.5 に示した分散分析結果で、さらに詳しく分析してみると、 σ_{rs} に大きな影響を及ぼす要因は、脱炭、ショットサイズである。 σ_{rmax} に最も大きな影響を及ぼす要因は、脱炭である。 d_0 に最も大きな影響を及ぼす要因は、ショットサイズである。

4.3.3 表面硬さに影響を及ぼす要因

Table 4.6 に表面硬さに影響を及ぼす各要因の分散分析結果を示すが、脱炭が

最も大きく、以下、材料硬さ、材料硬さと脱炭の交互作用の順である。Fig.4.4に、表面付近の硬さ分布を測定した結果を示す。Fig.4.5に、表面から深さ 50 μm の位置の硬さを測定した結果を示す。脱炭材は、表面から深さ 0.3mm の範囲まで硬さが低下している。表面硬さの低下量は、材料硬さが高いほど大きい。つまり、表面硬さに対して材料硬さと脱炭の交互作用があることを意味する。以上のことから、材料硬さが高くなるにつれて脱炭による表面硬さの低下が大きいので、材料硬さが高い場合には脱炭に対する注意が特に必要であるといえる。無脱炭材は、ほぼ均一な硬さ分布である。

4.3.4 影響度解析結果

Table 4.7に、各要因が $\pm 10\%$ 変化した場合における特性値の変化率を算出した結果を示す。この場合、特定の要因以外の要因は中心値を用いた。この結果から、各要因が特性値に及ぼす影響度を定量的に把握することができる。材料硬さは、第2章で述べたように σ_{rs} および σ_{rmax} 、当然ではあるが表面硬さに及ぼす影響が大きい。ショットサイズは、表面粗さ Ra, Ry および残留応力深さ d_0 、 σ_{rs} に及ぼす影響が大きい。ショット硬さは、 d_0 および σ_{rs} に及ぼす影響が大きい。投射圧力は、 σ_{rs} 、 d_0 および Ry に及ぼす影響が大きい。脱炭は、 d_0 を除くすべての特性値に対して4%前後の影響度で関与している。このことから従来言われている脱炭が、表面粗さ、表面硬さおよび残留応力に及ぼす悪影響を定量的に表すことができた。以上のことから、目標の残留応力値あるいは表面粗さ、表面硬さが決まれば、どの要因で調整するのが最も効果的あるいは経済的であるのかが明確になったといえる。

4.3.5 疲労に対して最適な加工条件

一般に疲労強度に大きな影響を及ぼす要因として、表面粗さ、残留応力、表面硬さが挙げられる。そこでこれらの3つの特性値に関する最適化計算を行った。Table 4.8に、その計算結果を示す。一般に機械部品の疲労強度を向上させる指針としては、Raは小さく、表面硬さは高く、 σ_{rs} は大きくする必要がある。

各特性の最適値を求めると、Raが $1.98\mu\text{m}$ 、 σ_{rs} が -770MPa 、表面硬さが 617HV となった。脱炭層深さはすべての特性に対して一致した結果であり、脱炭なしが良い。これに対してショットサイズは、表面硬さとその他の特性との間では相反する結果になっている。そこで、すべての特性が同時に最適になるように、いくつかの制約条件を設けて各要因の最適条件を求めると、材料硬さは、限りなく高くする。脱炭は、限りなく少なくする、できれば脱炭なしが良い。ショットサイズは、限りなく小さくする。これは平滑材の場合には該当するが、キズや介在物などの欠陥が存在する場合にはショットを小さくし過ぎると圧縮残留応力の深さが小さくなり、その効果が小さくなることから、ショットサイズは必要以上に大きくすべきではない。今回のショット硬さは、材料硬さを上回るように設定したため特に大きな影響は認められなかったと考えられる。したがって、ショット硬さは、設備や治具の消耗を考えると材料硬さ以上であればよいといえる。投射圧力は、表面粗さとの兼ね合いから適性値が存在することが明らかになった。

4.3.6 多変量解析結果

Table 4.9 に、各特性値の多変量解析を行い、求めた相関係数行列を示す。これについても疲労強度に大きな影響を及ぼす Ra, σ_{rs} および表面硬さの3者の関係について解析を行った。Raは、Ry, σ_{rs} , 脱炭の順に相関関係が強い。 σ_{rs} は、Ra, Ry, 脱炭, σ_{max} , そして後述の σ_{rs} 低下率の順に相関関係が強い。表面硬さは、 σ_{max} , 脱炭の順に相関関係が強い。以上のことから、 σ_{rs} とRaの相関係数が0.84、表面硬さと σ_{rs} のそれが-0.63、表面硬さとRaのそれが-0.57であり、 σ_{rs} とRaの相関関係が最も強い。そこで、最も相関関係の強い σ_{rs} とRaの関係についてさらに追究を行った。

4.3.7 表面粗さと最表面の残留応力低下率の関係

最表面の圧縮残留応力が、深さ 0.01mm の圧縮残留応力に対して変化する割合を σ_{rs} の低下率と定義した。Fig.4.6に、無脱炭材のRaと σ_{rs} 低下率の関係を

示す。最表面の圧縮残留応力が低下する割合は、 R_a が高くなるにつれて増加する傾向にある。脱炭材の寄与率 R^2 が 0.48、これに対して無脱炭材の寄与率 R^2 が 0.34 であることから、この傾向は脱炭材のほうが強い。これは 2 章の 2.3.2 項で触れたように、 R_a が大きくなるにつれて X 線で測定した応力値が実際よりも小さく表れることが影響していると考えられる。

4.4 巻ばねでの実験結果

4.4.1 材料およびばね諸元

材料は、前述の実験と同じ UHS1900 を用いた。Table 4.10 に、ばねの諸元を示す。これは、弊社における熱間成形巻ばねの標準的な形状である。

4.4.2 ばね製造工程

Fig.4.7 に、ばねの概略の製造工程を示す。無脱炭ばねでは、素材の脱炭層を完全に除去するために前述の実験と同じように外径切削を行った。焼入れ加熱は、高周波加熱装置を用いて行い、油焼入れを行った。焼戻し温度は、硬さが 570HV になるように 340°C で実施した。Fig.4.8 に脱炭を観察した結果を示す。ショットピーニングは、量産条件の他に、ショットピーニング方法の違いが疲労強度に及ぼす影響を確認するために、Table 4.11 に示す合計 5 条件を実施した。ショットピーニング条件の中で特に 2 段ピーニングでは、前記 4.3.5 項で得られた最適な加工条件を反映した。ショットサイズは、市販されている中で最も小さい 0.063mm とした。ショット硬さは、材料硬さ 570HV よりも高い 700HV とした。投射圧力は、設備の限界である 0.75MPa とした。予応力は、第 3 章で得られた最適値 698MPa を用いた。ショットピーニングした後にセッチング、塗装を行い、完成したばねの疲労試験を大気中で行った。脱炭ばねは、現行の量産ラインで製造したものである。

4.4.3 大気疲労試験結果

Fig.4.9 に、量産ラインでショットピーニング（条件①）した脱炭ばねと無脱炭ばねの大気疲労試験結果を示す。折損回数 30 万回の時間強度で比較すると、脱炭ばねが 470MPa に対して無脱炭ばねが 575MPa であり、約 22% 時間強度が向上する結果が得られた。Fig.4.10 に、ショットピーニング前後のばねの表面硬さを測定した結果を示す。無脱炭ばねでは、表面が脱炭していないため表面の硬さの低下が認められない。これはショットピーニングに関係なく同じ傾向である。逆に脱炭ばねでは、ショットピーニング前では明らかに表面が軟化しており、ショットピーニング後も最表面の軟化が見られ、このことが疲労強度を低下させている原因と考えられる。Fig.4.11 に、ばね表面の残留応力分布を測定した結果を示す。無脱炭ばねは、脱炭ばねに比べてばねの外側、内側ともに大きくて深い圧縮残留応力分布であり顕著な差が認められた。このように脱炭ばねは、無脱炭ばねに比べて圧縮残留応力が小さいことが疲労強度を低下させている原因と考えられる。表面粗さは、無脱炭ばねの R_a が $3.1\mu\text{m}$ 、 R_y が $15.7\mu\text{m}$ である。これに対して脱炭ばねの R_a が $4.9\mu\text{m}$ 、 R_y が $42.2\mu\text{m}$ であり、脱炭ばねは、無脱炭ばねに比べて表面粗さが大きいことが疲労強度を低下させている原因と考えられる。結晶粒径は、急速加熱である無脱炭ばねが $9\mu\text{m}$ 、これに対して加熱時間が長い脱炭ばねが $15\mu\text{m}$ である。脱炭ばねは、無脱炭ばねに比べて結晶粒径が大きいことが疲労強度を低下させている原因と考えられる。

Fig.4.12 に、無脱炭ばねを用いてショットピーニングを 2 段ピーニング（条件②）、応力ピーニング（条件③）、および応力 2 段ピーニング（条件④、⑤）にした場合の大気疲労試験結果を示す。ばねの比例限の制約から応力振幅 625MPa 以上の試験ができなかったため Fig.4.9 と同じ傾きで下限値を予想した結果、折損回数 30 万回の時間強度で比較すると、1 段ピーニングの脱炭ばねが 470MPa に対して、無脱炭ばねの 1 段ピーニング以外のピーニングが 655MPa であり、時間強度が約 39% 向上する結果が得られた。Fig.4.13 に、残留応力分布の測定結果を示す。1 段ピーニングの σ_{rs} が -800MPa に対して、2 段ピーニン

グが-1000MPa, 応力ピーニングが-1100MPa, 応力 2 段ピーニングが-1200MPa である. このようにショットピーニング方法を変えたことによって圧縮残留応力が大きく, かつ深くなったことが疲労強度向上の理由と考えられる. このように, ショットピーニング後の残留応力が-1000MPa 以上であれば, 大幅な疲労強度向上が認められることが明らかになった. Fig.4.14 に, 疲労起点を SEM 観察した結果を示す. 疲労起点は, 1 段ピーニング以外はすべて内部を起点とする内部破壊であった. 疲労強度の向上を目的として表面の高硬度化や圧縮残留応力を導入することが一般的だが, これは表面き裂の発生, 並びにき裂進展の抑制に対して有効である. しかし, ショットピーニングなどの表面改質によって寿命に効果が得られるのは, 表面破壊の場合であって, 内部破壊となる場合においては, ショットピーニング有無やショットピーニング方法に関係なく 1 本の S-N 線図となり材料固有の S-N 線図を有するためショットピーニングの効果は期待できない¹³⁾. 以上のことから, 内部破壊となった 1 段ピーニング以外のショットピーニング法であれば, ショットピーニング後の表面の圧縮残留応力が-1000MPa 以上となり, 疲労強度は飛躍的に向上する. しかし, 必要 (-1000MPa) 以上の圧縮残留応力を導入しても効果は同じであるためこれ以上導入する必要はないし, 最も簡単に製造できるショットピーニング方法を採用すればよいと考えられる. このことは, 工業的には考慮すべき重要なことといえる.

4.5 結言

本章では, 統計的設計支援システムを用いて脱炭が, 表面粗さ, 表面残留応力および表面硬さなどの特性に及ぼす影響について定量的に解析した. 脱炭の他に, 材料硬さ, ショットサイズ, ショット硬さおよび投射圧力が, これらの特性に及ぼす影響についても定量的に解析した. 定量的な解析結果に基づいて, 疲労に対して最適な脱炭層深さ, 材料硬さおよびショットピーニング条件を提

示した。ここで得られた最適な加工条件を巻ばねに適用して疲労試験を行い、その効果を確認した。得られた結果をまとめると、以下のとおりである。

- (1) 一般に機械部品の疲労強度を向上するための指針としては、表面粗さは低く、表面の圧縮残留応力は大きく、表面硬さは高くする必要がある。そのための最適な加工条件は、今回設定した要因および水準の範囲内では、以下のとおりである。材料硬さは、限りなく大きくする。脱炭は、限りなく少なくする。ショットサイズは、限りなく小さくする。これは平滑材の場合には該当する。しかし、キズや介在物などの欠陥が存在する場合には、ショットを小さくし過ぎると圧縮残留応力の深さが浅くなり、圧縮残留応力の効果が少なくなることから、ショットサイズは必要以上に大きくすべきではないといえる。ショット硬さは、材料硬さ以上であること、投射圧力は、表面粗さを考慮すると適性値が存在することを明らかにした。
- (2) σ_{rs} と Ra の相関係数が 0.84、表面硬さと σ_{rs} のそれが-0.63、表面硬さと Ra のそれが-0.57 であった。 σ_{rs} と Ra との間には強い相関関係が認められたため、この関係についてさらに追究した。最表面の圧縮残留応力が、深さ 0.01mm の圧縮残留応力に対して変化する割合を σ_{rs} の低下率と定義して Ra との相関関係を調べた。その結果、Ra が大きくなるにつれて σ_{rs} の低下率は増加する傾向が認められた。これは、X 線応力測定における表面粗さの影響と考えられる。
- (3) 巻ばねの疲労試験の結果では、無脱炭ばねの 30 万回の時間強度が脱炭ばねのそれに比べて 22% 向上する結果が得られた。また、ショットピーニング方法を 2 段ピーニングや応力ピーニング、応力 2 段ピーニングにすることによって無脱炭の効果と圧縮残留応力の増加による効果の重畳によって、30 万回の時間強度が 39% 向上する結果が得られた。この場合 1 段ピーニング以外のショットピーニング方法であれば、破壊起点が内部となるため寿命に及ぼす効果は同じになることから最も簡単に圧縮残留応力が導入できる製造方法を選択すれば良いことが明らかになった。

Table4.1 Chemical composition of UHS1900 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	O
0.41	1.71	0.18	0.01	0.009	0.2	0.51	1.04	0.164	0.066	0.001

Table4.2 Shot peening conditions

Machine	Direct pressure
Air pressure (MPa)	0.4, 0.6
Shot size (mm)	0.3, 0.7
Shot hardness (HV)	600, 800
Projection time (min)	3
Sum of project amount (kg)	18
Coverage (%)	300
Projection distance (mm)	100
Nozzle diameter (mm)	5

Table4.3 Orthogonal array L32

Data number	Material hardness (HV)	Decarburization (mm)	Shot size (mm)	Shot hardness (HV)	Air pressure (MPa)
1	500	0	0.3	600	0.4
2	500	0	0.3	600	0.6
3	500	0	0.3	800	0.4
4	500	0	0.3	800	0.6
5	500	0	0.7	600	0.4
6	500	0	0.7	600	0.6
7	500	0	0.7	800	0.4
8	500	0	0.7	800	0.6
9	500	0.15	0.3	600	0.4
10	500	0.15	0.3	600	0.6
11	500	0.15	0.3	800	0.4
12	500	0.15	0.3	800	0.6
13	500	0.15	0.7	600	0.4
14	500	0.15	0.7	600	0.6
15	500	0.15	0.7	800	0.4
16	500	0.15	0.7	800	0.6
17	630	0	0.3	600	0.4
18	630	0	0.3	600	0.6
19	630	0	0.3	800	0.4
20	630	0	0.3	800	0.6
21	630	0	0.7	600	0.4
22	630	0	0.7	600	0.6
23	630	0	0.7	800	0.4
24	630	0	0.7	800	0.6
25	630	0.15	0.3	600	0.4
26	630	0.15	0.3	600	0.6
27	630	0.15	0.3	800	0.4
28	630	0.15	0.3	800	0.6
29	630	0.15	0.7	600	0.4
30	630	0.15	0.7	600	0.6
31	630	0.15	0.7	800	0.4
32	630	0.15	0.7	800	0.6

Table4.4 Results of variance analysis of Ra and Ry

Ra	Degree of freedom	Variance	F ratio	Sum of square	Effective ratio
Material hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization	1	2.70E+01	6.10E+01	2.65E+01	38.14%
Shot size	1	2.97E+01	6.73E+01	2.93E+01	42.14%
Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Decarburization	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Error	29	4.42E-01		1.37E+01	19.72%
Total	31			6.95E+01	100.00%

Ry	Degree of freedom	Variance	F ratio	Sum of square	Effective ratio
Material hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization	1	1.01E+03	3.82E+01	9.86E+02	25.37%
Shot size	1	1.98E+03	7.44E+01	1.95E+03	50.13%
Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Air pressure	1	2.96E+01	1.12E+00	3.11E+00	0.08%
Material hardness・Decarburization	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Air pressure	1	1.53E+02	5.77E+00	1.27E+02	3.26%
Shot hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Error	27	2.65E+01		8.23E+02	21.16%
Total	31			3.89E+03	100.00%

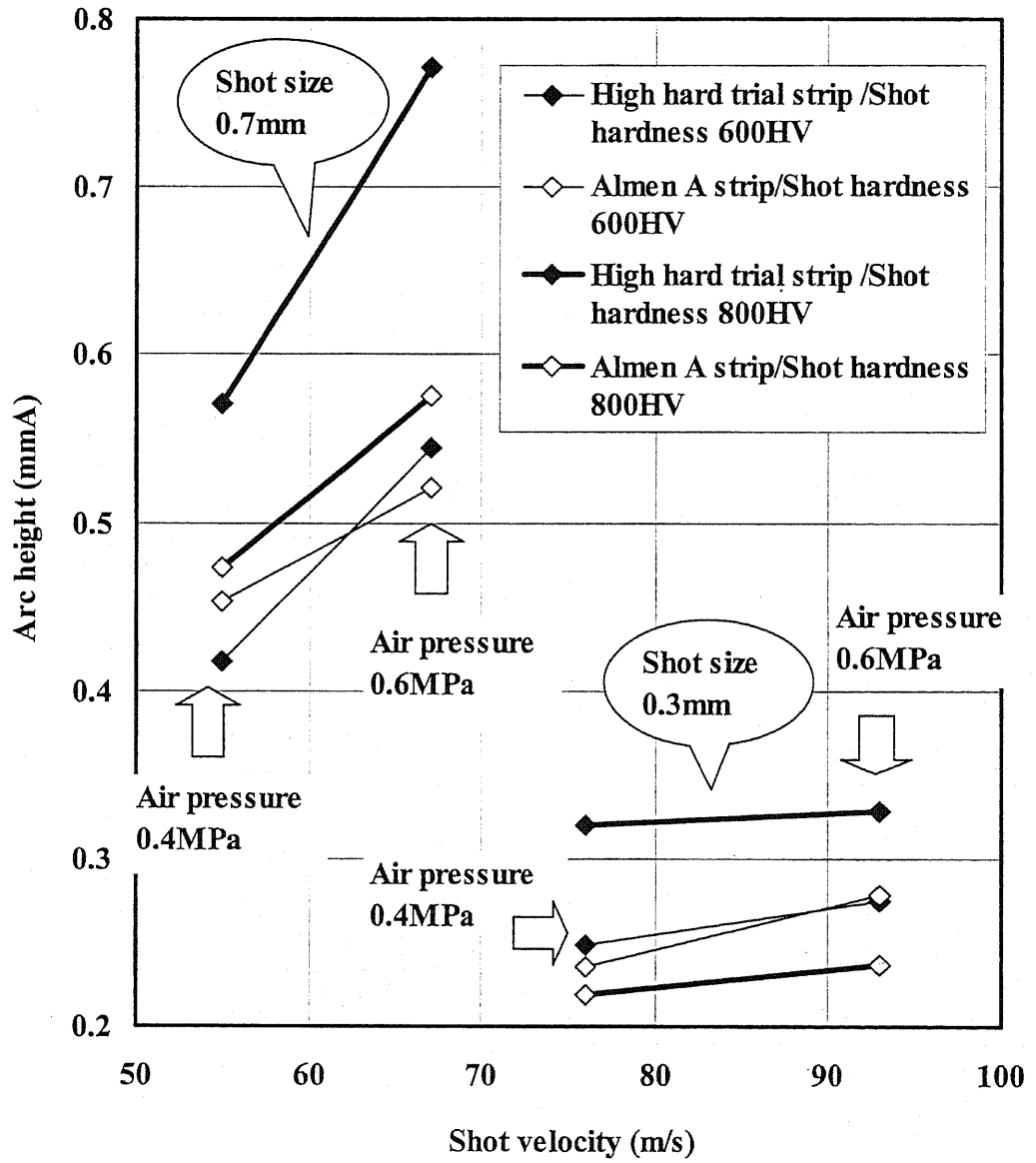
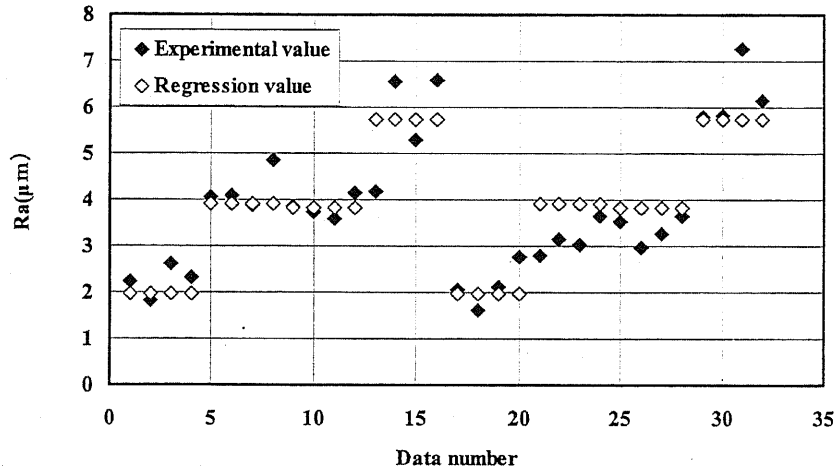
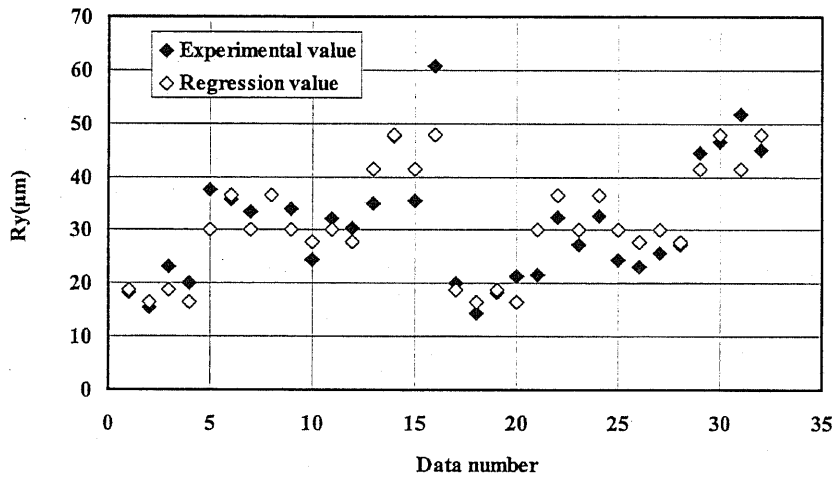


Fig.4.1 Relationship between shot velocity and arc height

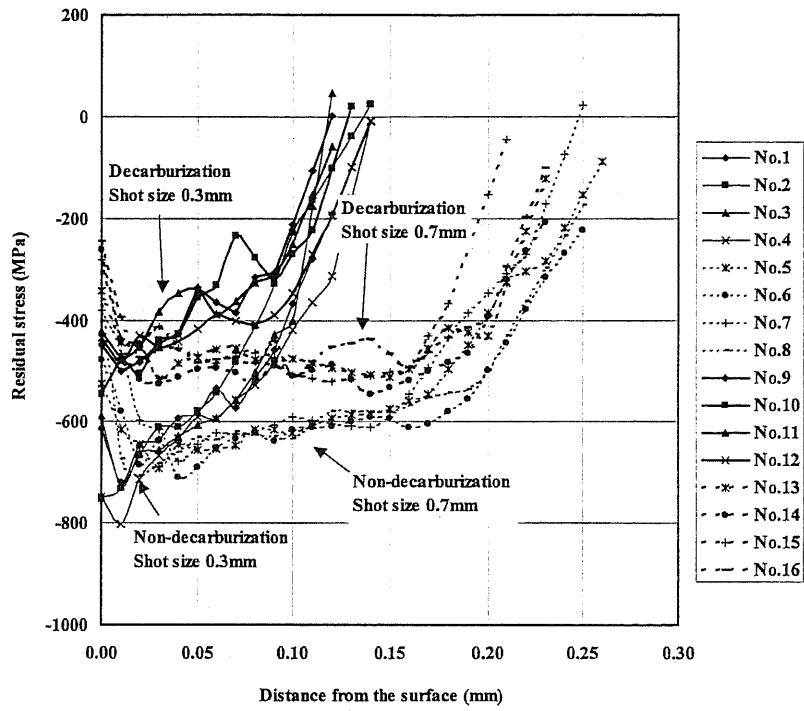


(1) R_a

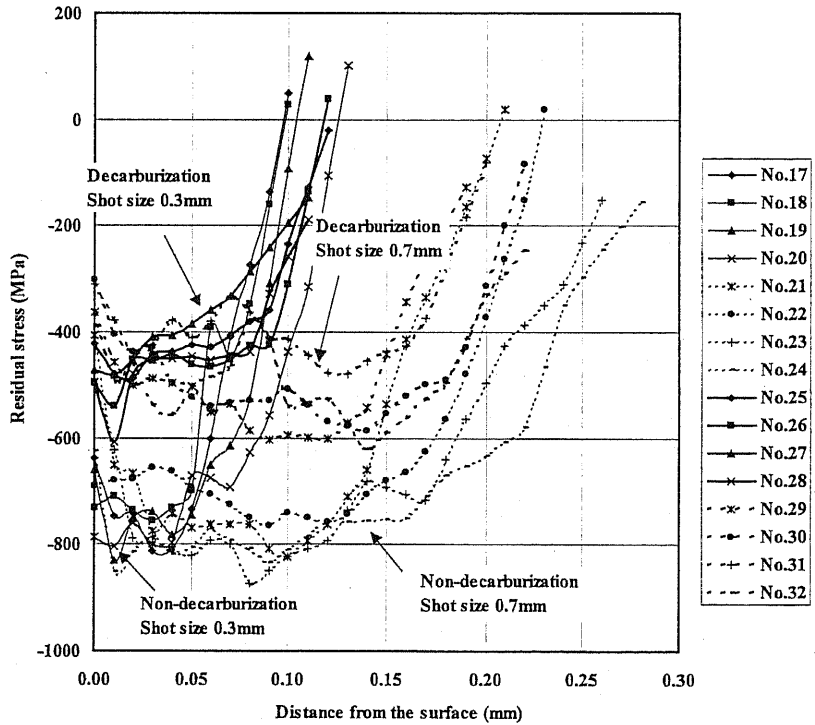


(2) R_y

Fig.4.2 Comparison with experiment and regression on R_a and R_y



(1) Residual stress distribution of material hardness 500HV



(2) Residual stress distribution of material hardness 630HV

Fig.4.3 Measuring results of residual stress

Table4.5 Results of variance analysis of σ_{rs} , σ_{rmax} , d_0

σ_{rs}	Degree of freedom	Variance	F ratio	Sum of square	Effective ratio
Material hardness	1	2.14E+04	7.82E+00	1.86E+04	2.50%
Decarburization	1	3.34E+05	1.22E+02	3.32E+05	44.56%
Shot size	1	2.47E+05	9.02E+01	2.44E+05	32.76%
Shot hardness	1	3.55E+03	1.30E+00	8.15E+02	0.11%
Air pressure	1	2.81E+04	1.03E+01	2.54E+04	3.41%
Material hardness・Decarburization	1	3.59E+03	1.31E+00	8.57E+02	0.12%
Material hardness・Shot size	1	9.21E+03	3.37E+00	6.48E+03	0.87%
Decarburization・Shot size	1	2.54E+03	9.28E-01	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot hardness	1	1.39E+04	5.08E+00	1.12E+04	1.50%
Decarburization・Shot hardness	1	2.63E+01	9.61E-03	0.00E+00	0.00%
Shot size・Shot hardness	1	2.19E+03	8.03E-01	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Air pressure	1	7.72E+03	2.82E+00	4.98E+03	0.67%
Decarburization・Air pressure	1	1.91E+04	6.97E+00	1.63E+04	2.19%
Shot size・Air pressure	1	8.16E+03	2.98E+00	5.43E+03	0.73%
Shot hardness・Air pressure	1	1.09E+02	3.98E-02	0.00E+00	0.00%
Error	16	2.73E+03		7.87E+04	10.57%
Total	31			7.44E+05	100.00%

σ_{rmax}	Degree of freedom	Variance	F ratio	Sum of square	Effective ratio
Material hardness	1	3.25E+04	1.64E+01	3.05E+04	5.65%
Decarburization	1	4.50E+05	2.27E+02	4.48E+05	82.98%
Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Decarburization	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Error	29	1.98E+03		6.14E+04	11.37%
Total	31			5.40E+05	100.00%

d_0	Degree of freedom	Variance	F ratio	Sum of square	Effective ratio
Material hardness	1	1.30E-03	5.87E+00	1.08E-03	0.78%
Decarburization	1	1.15E-03	5.20E+00	9.30E-04	0.67%
Shot size	1	1.20E-01	5.41E+02	1.20E-01	86.43%
Shot hardness	1	1.23E-03	5.53E+00	1.00E-03	0.73%
Air pressure	1	2.31E-03	1.04E+01	2.09E-03	1.51%
Material hardness・Decarburization	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot size	1	3.28E-03	1.48E+01	3.06E-03	2.21%
Material hardness・Shot hardness	1	3.96E-03	1.79E+01	3.74E-03	2.70%
Decarburization・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Error	24	2.22E-04		6.87E-03	4.96%
Total	31			1.38E-01	100.00%

Table4.6 Results of variance analysis of surface hardness

Surface hardness	Degree of freedom	Variance	F ratio	Sum of square	Effective ratio
Material hardness	1	7.00E+04	1.32E+02	6.95E+04	22.68%
Decarburization	1	2.11E+05	3.99E+02	2.10E+05	68.57%
Shot size	1	3.71E+02	7.01E-01	0.00E+00	0.00%
Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Air pressure	1	3.64E+02	6.88E-01	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Decarburization	1	9.04E+03	1.71E+01	8.51E+03	2.78%
Material hardness・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot size	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Shot hardness	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Material hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Decarburization・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Shot size・Air pressure	1	2.78E+03	5.26E+00	2.25E+03	0.73%
Shot hardness・Air pressure	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00%
Error	25	5.28E+02		1.61E+04	5.24%
Total	31			3.06E+05	100.00%

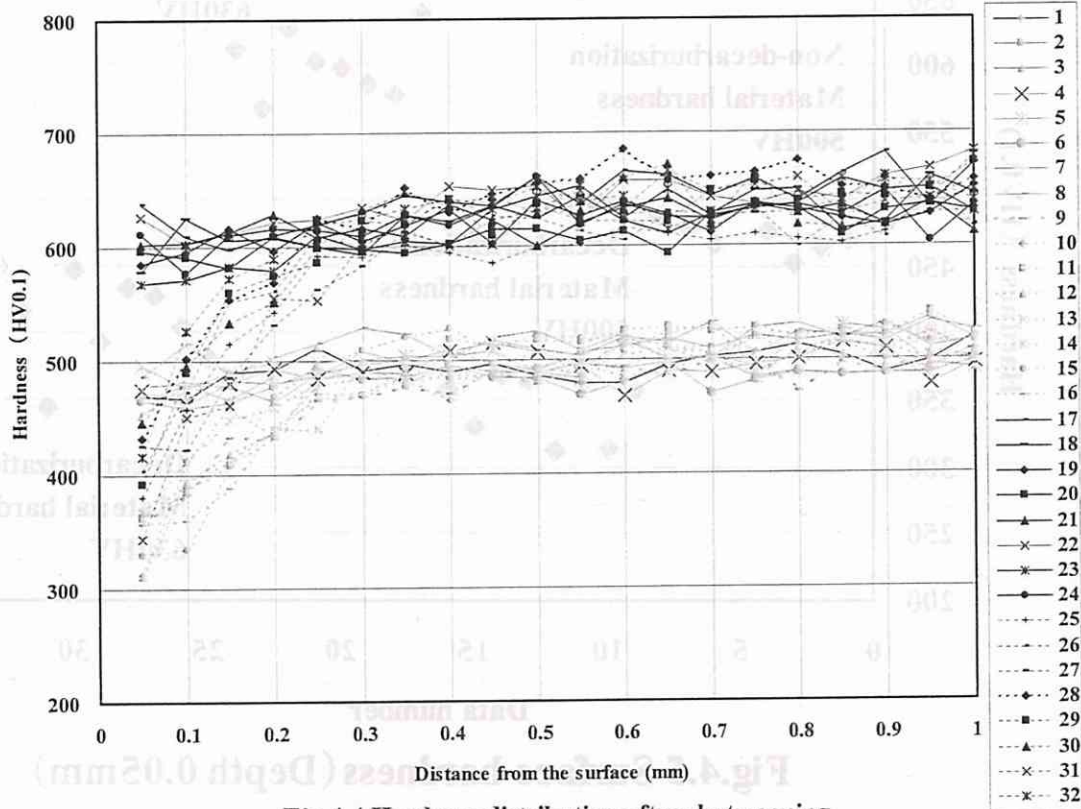


Fig.4.4 Hardness distribution after shot peening

Table4.7 The ratio of change of a characteristic value when each factor changes $\pm 10\%$.

Charactric item	$\sigma_{rs}(\%)$	$\sigma_{rmax}(\%)$	d0 (%)	Ra (%)	Ry (%)	Surface hardness (%)
Material hardness	9.6	8.9	5.7	0.0	0.0	19.6
Decarburization	4.1	3.6	0.5	4.8	3.7	3.5
Shot size	8.6	0.0	18.1	13.3	13.5	0.4
Shot hardness	3.0	0.0	4.8	0.0	0.0	0.0
Air pressure	6.2	0.0	4.7	0.0	3.1	0.7

Table4.8 Optimal solution using estimation expression

Characteristic value	Optimum solution	Material hardness (HV)	Decarburization (mm)	Shot size (mm)	Shot hardness (HV)	Air pressure (MPa)
Surface hardness	617HV	630	0.00E+00	0.7	700	0.6
		max	min	max	middle	max
σ_{rs}	-770MPa	630	0.00E+00	0.3	800	0.6
		max	min	min	max	max
Ra	1.98 μ m	565	0.00E+00	0.3	700	0.5
		middle	min	min	middle	middle



Restriction condition	Optimum solution	Material hardness (HV)	Decarburization (mm)	Shot size (mm)	Shot hardness (HV)	Air pressure (MPa)
$\sigma_{rs} \leq -700\text{MPa}$ $Ra \leq 2.1\mu\text{m}$	599HV	630	0	0.3	800	0.47
Surface hardness $\geq 550\text{HV}$ $Ra \leq 2.0\mu\text{m}$	-770MPa	630	0	0.3	800	0.6

Table4.9 The results of correlation coefficient matrix by multiple regression analysis

	Ra	Ry	σ_{rs}	σ_{rmax}	Surface hardness	Decreasing ratio of σ_{rs}
Ra	1	0.95	0.84	0.58	-0.57	-0.54
Ry		1	0.78	0.50	-0.46	-0.55
σ_{rs}			1	0.67	-0.63	-0.66
σ_{rmax}				1	-0.9	-0.02
Surface hardness					1	0.05
Decreasing ratio of σ_{rs}						1

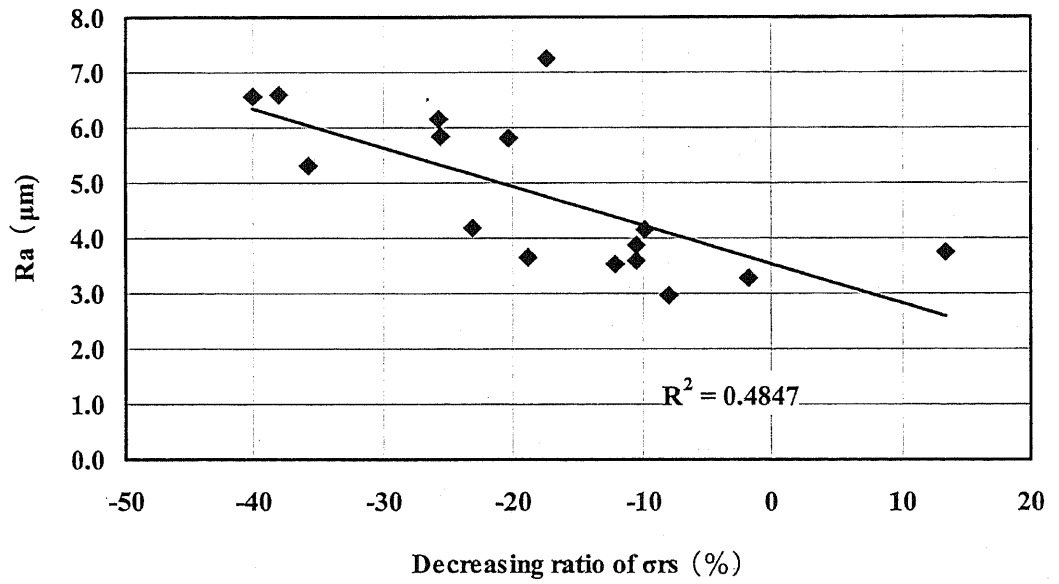


Fig.4.6 Relationship between decreasing ratio of σ_{rs} and Ra (decarburization)

Table4.10 Specifications of coil spring

Wire dia.	Mean dia.	Free height	Number of active coils	Spring rate
12.5mm	110mm	382mm	5.39	33.4N/mm

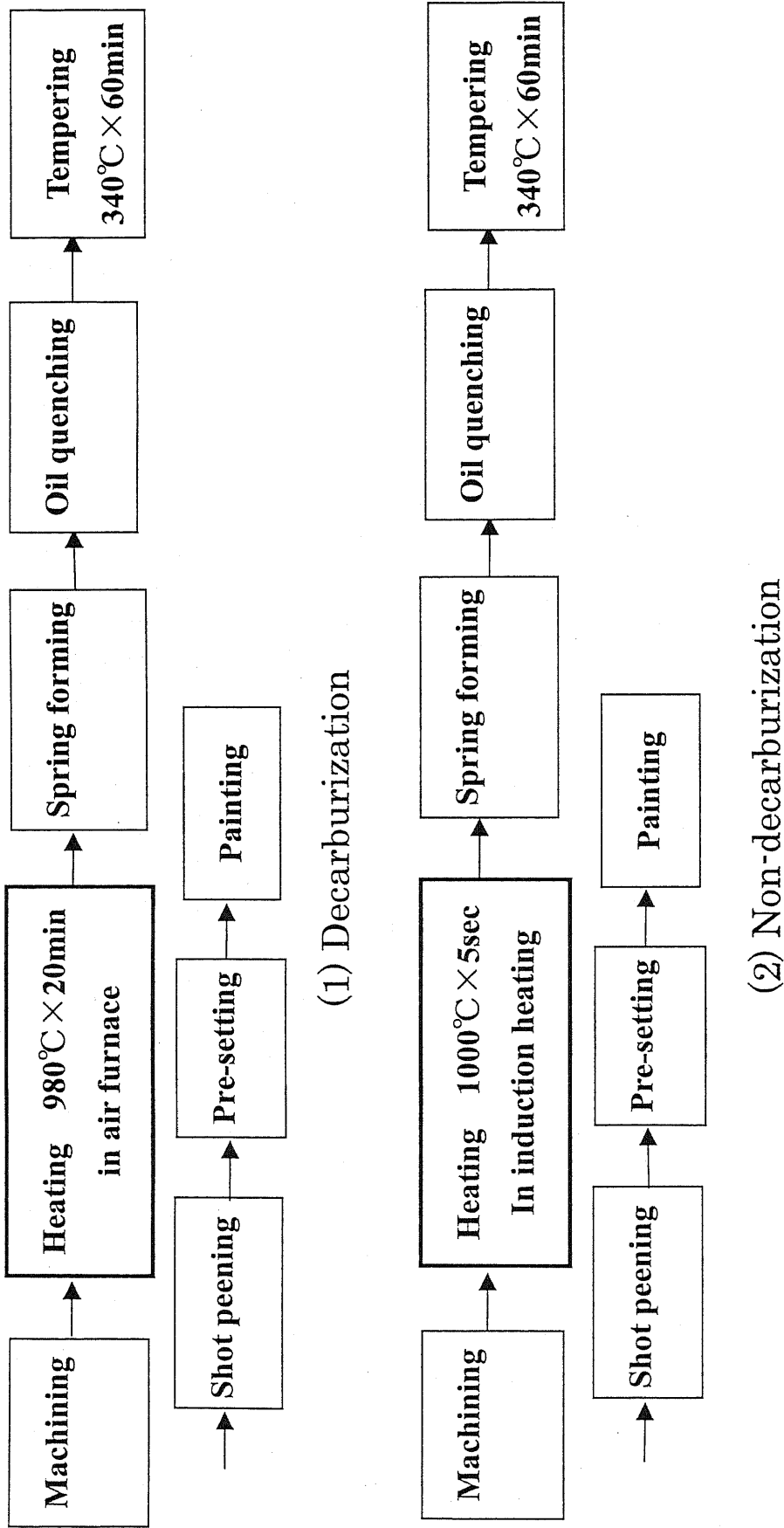


Fig.4.7 Production processes and conditions

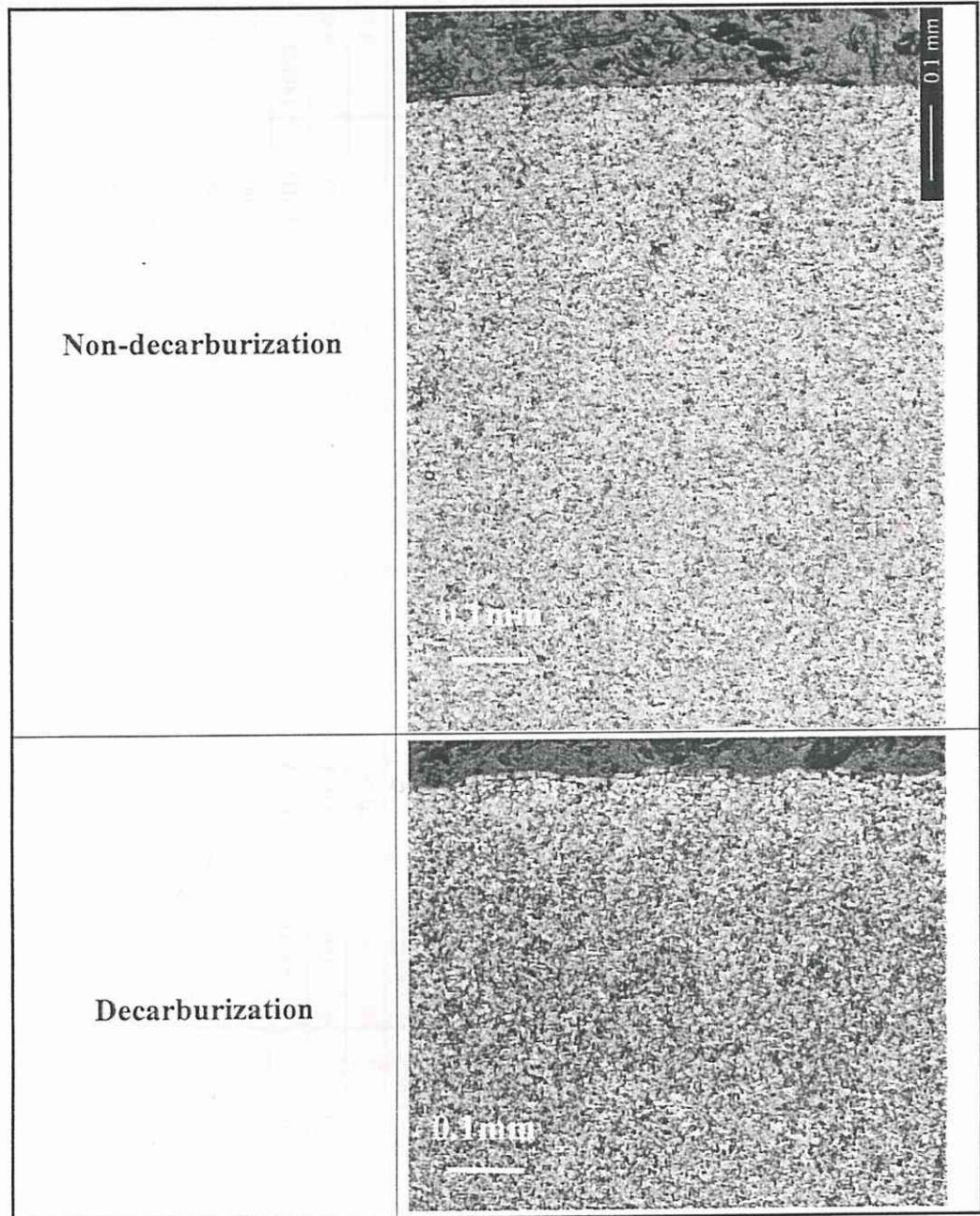
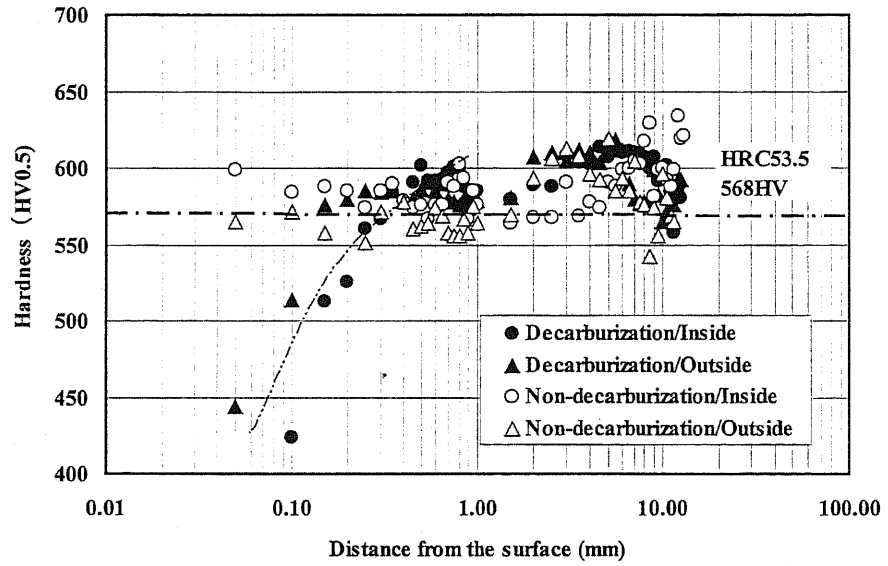


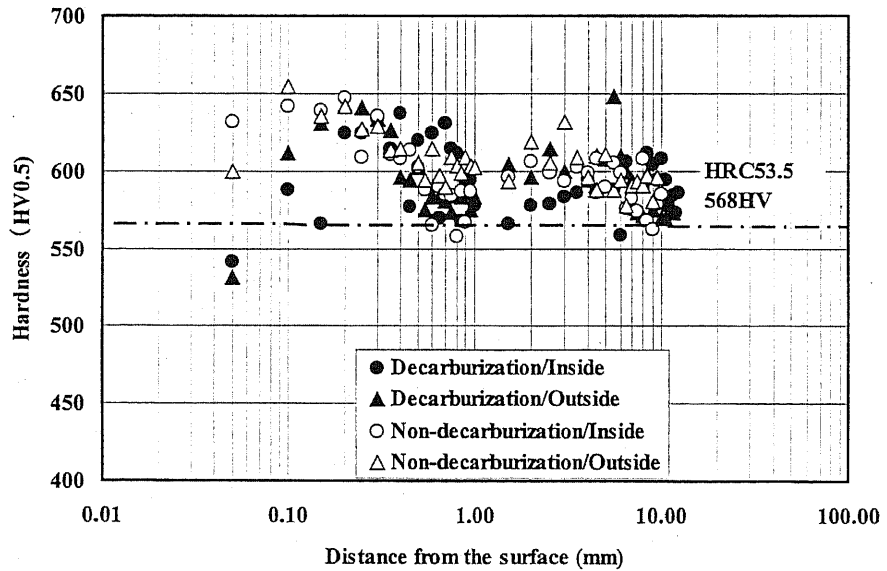
Fig.4.8 Optical micrographs of decarburization

Table4.11 Shot peening conditions

	①		②		③		④		⑤	
	Single peening		Double peening		Stress peening		Stress double peening		Stress double peening	
	Primary	Impeller type	Primary	Impeller type	Primary	Impeller type	Primary	Impeller type	Primary	Impeller type
Machine										
Impeller current (A)	80~100	-	80~100	-	80~100	-	80~100	-	80~100	-
Air pressure (MPa)	-	-	-	0.75	-	-	-	0.75	-	0.75
Shot size (mm)	0.87	0.87	0.87	0.063	0.87	0.87	0.87	0.063	0.87	0.06
Shot hardness	600HV	600HV	600HV	700HV	600HV	600HV	600HV	700HV	600HV	1400HV ($\rho=14$)
Coverage (%)	300	300	300	300	300	300	300	300	300	300
Pre-stress (MPa)	0	0	0	0	698	698	698	698	698	698
Projection distance (mm)	-	-	-	30	-	-	-	30	-	30
Nozzle diameter (mm)	-	-	-	5	-	-	-	5	-	5

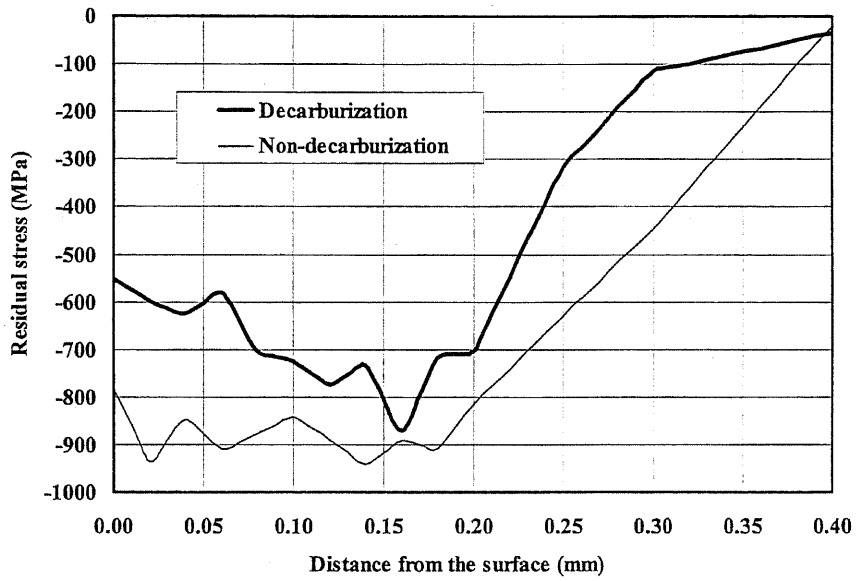


(1) Hardness distribution before shot peening

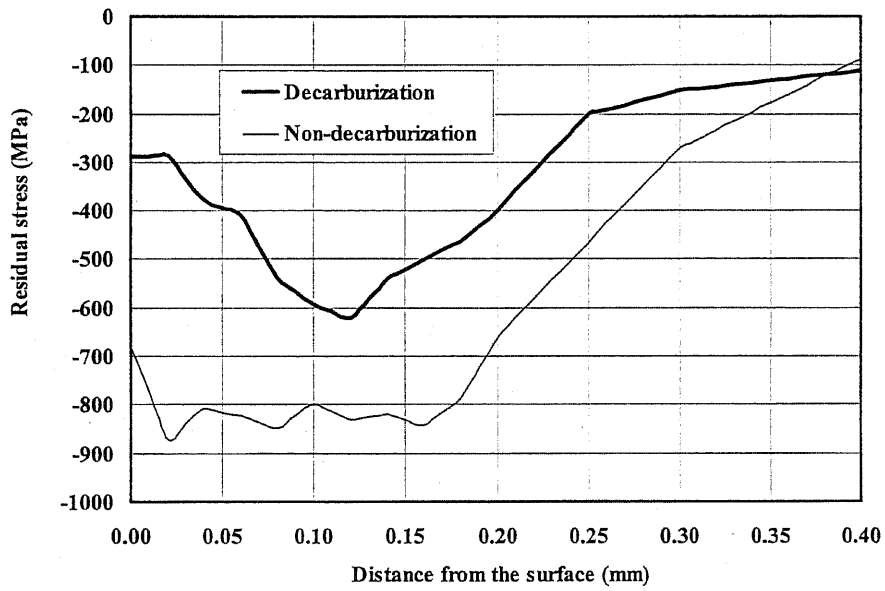


(2) Hardness distribution after shot peening

Fig.4.10 Hardness distributions before and after shot peening



(1) Outside of spring



(2) Inside of spring

Fig.4.11 Residual stress distributions of coil spring

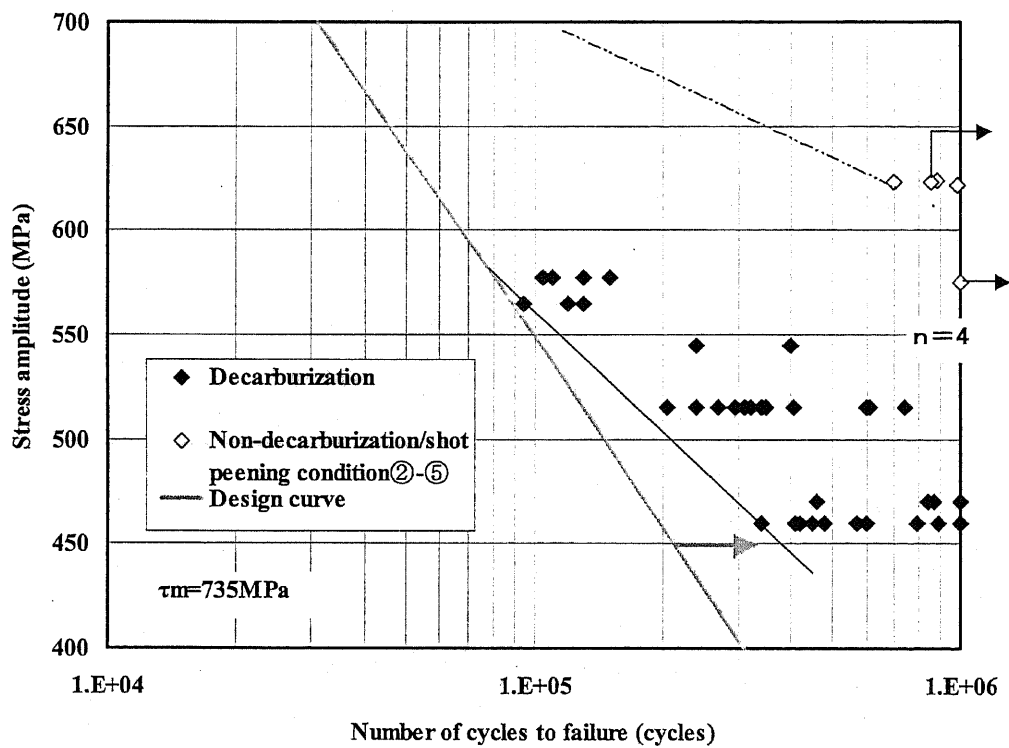
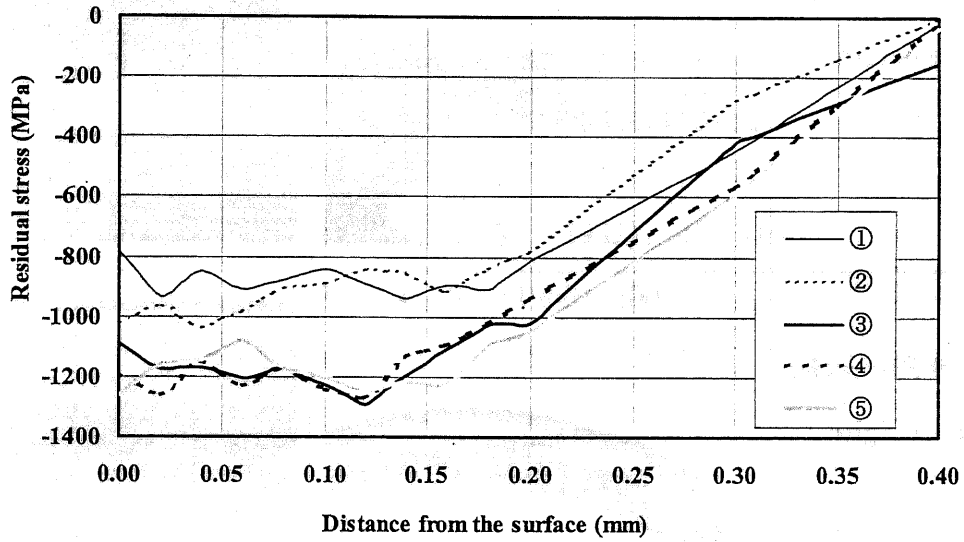
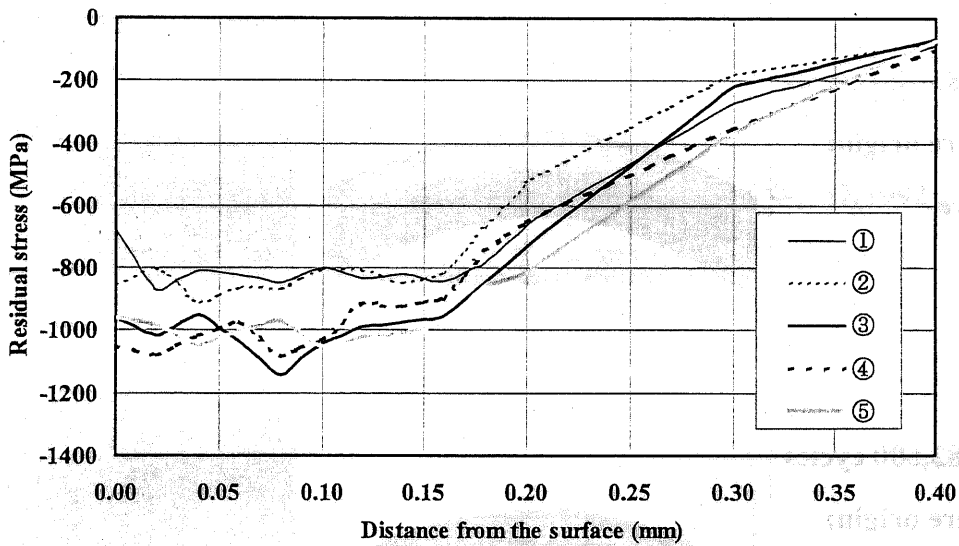


Fig.4.12 Fatigue test results



(1) Outside of spring



(2) Inside of spring

Fig.4.13 Residual stress distributions of coil spring

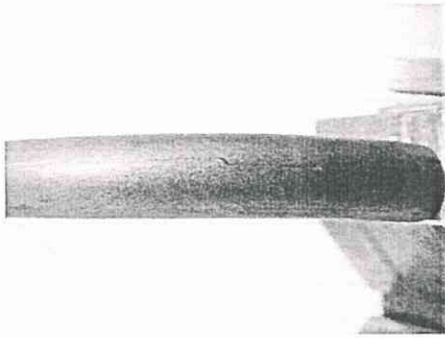
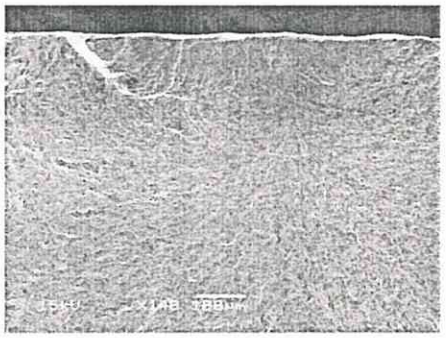
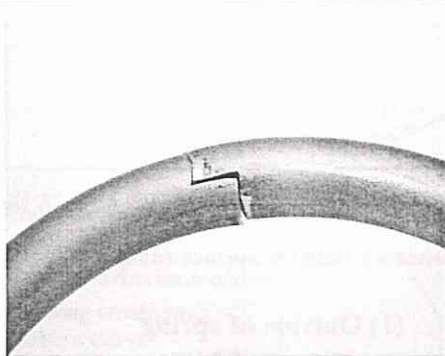
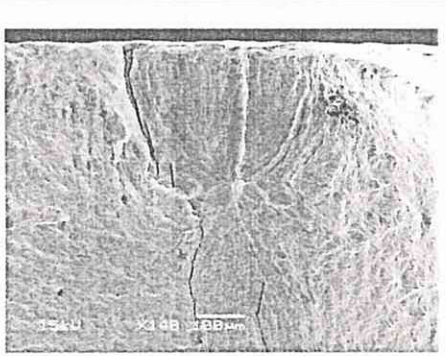
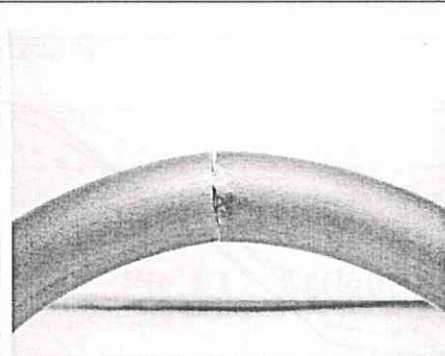
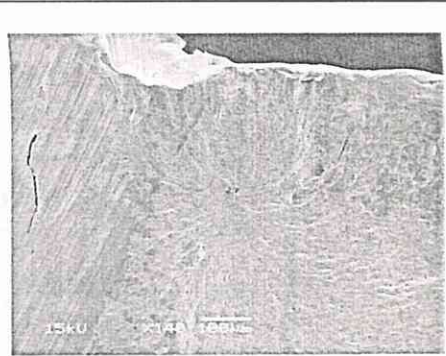
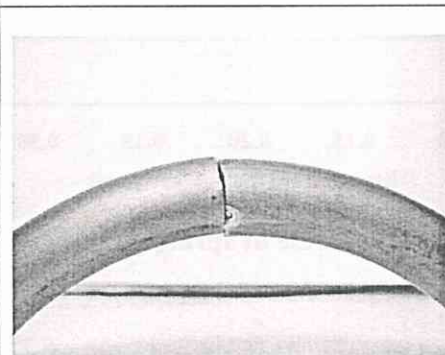
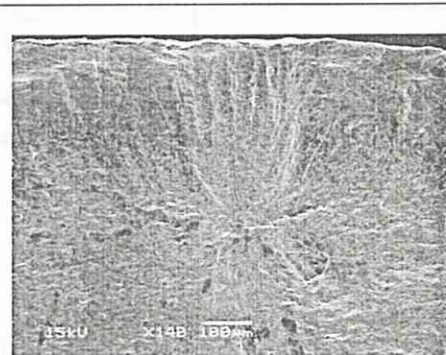
	Macroscopic views	Fracture origin on the surface
<p>No.1</p> <p>$N_f = 138,800$ cycles</p> <p>Fracture origin: Surface</p>		
<p>No.2</p> <p>$N_f = 699,500$ cycles</p> <p>Fracture origin: Fish eye</p>		
<p>No.3</p> <p>$N_f = 985,100$ cycles</p> <p>Fracture origin: Fish eye</p>		
<p>No.4</p> <p>$N_f = 882,500$ cycles</p> <p>Fracture origin: Fish eye</p>		

Fig.4.14 Fatigue fracture surfaces (Stress condition: 735 ± 622 MPa)

参考文献

- 1) ばね技術研究会編, ばね用材料とその特性, 日刊工業新聞社, (2000), 55
- 2) 上田太郎, 上田祐男, 材料試験, 8, 65 (1959) 170-177: 8, 75 (1959) 913-919.
- 3) 樋口 章, ばね論文集, 1 (1952) 26.
- 4) 日本材料学会編, 金属の疲労, 丸善, (1964), 444
- 5) 大野 明, 柴田昌治, 機械の研究, 29, 1 (1977), 123
- 6) ばね技術研究会編, 第3版ばね, 丸善, (1982), 415-416
- 7) 上田太郎, 上田祐男, 材料試験, 9, (1960) 200.
- 8) 柏村孝義, 統計的設計支援システムの開発とその応用, 横浜国立大学学位論文, (1997).
- 9) 柏村孝義・白鳥正樹・干 強, 日本機械学会論文集 (A 編), 63-607, (1997), 624.
- 10) 柏村孝義・白鳥正樹・干 強, 日本機械学会論文集 (A 編), 63-610, (1997), 1348.
- 11) 小川一義, 浅野高司, 斎藤昭則, 河村清美, 荻野峯雄, 柏原秀雄, 日本機械学会論文集 (C 編), 60, 571 (1994) 1120-1125.
- 12) 渡邊吉弘, 長谷川典彦, 並木邦夫, 秦野敦臣, ばね論文集, 37(1992), 53-57.
- 13) 魯連涛, 塩澤和章, 日本機械学会論文集 (A 編) 67 卷 662 号 (2001), 1630.

第5章 結晶粒微細化による金属ペローズの疲労強度向上

5.1 緒言

転位の運動を妨害し、鋼を強化する素機構には、①固溶強化、②析出強化、③粒界強化（結晶粒の微細化）、④転位強化（加工強化）がある¹⁾。これらの素機構が複合的に利用され、種々のステンレス鋼が開発されている。特に結晶粒の微細化による強化は、強化と同時に靱性を向上させるという優れた特徴がある。また、結晶粒を $1\mu\text{m}$ にまで微細化することによってオーステナイト(γ)系ステンレス鋼で問題となる粒界腐食や孔食、応力腐食割れといった現象が大幅に改善される事実も報告されている²⁾。石島らは、 γ 系ステンレス鋼 SUS304 を用いて、結晶粒を微細化することで降伏応力が大きくなる、Hall-Petch の関係が成立することを報告している³⁾。 γ 系ステンレス鋼の結晶粒を微細化するためには、加熱および冷却過程で相変態が起こらないので、冷間圧延または熱間圧延後の再結晶を利用する以外に方法がない。しかし、SUS304 を例にとると、再結晶温度は 927°C 付近の高温であるために、細粒化できる結晶粒径は、 $10\mu\text{m}$ (ASTM No.10) 程度が限界である⁴⁾。

一方、安藤らは、高圧機器や自動車部品の疲労強度を向上させるために疲労破壊のプロセスとその抵抗因子を明確にし、新しい疲労強度向上方法を提案した。また、その方法をコイルばねや歯車に応用することにより、それらの疲労強度を大幅に向上させることに成功している^{5, 6)}。その中で、特に結晶粒径に注目してみると、微細化することによって、①降伏応力（硬さ）が高くなる、②大きな圧縮残留応力が導入出来る、③ステージ I のせん断型き裂を短くするなどの効果が期待できる。しかし、この方法が、板厚が 0.13mm の極薄板の試験片に対して成立するかどうかは、確認されていない。

そこで本章では、SUS304 の結晶粒径と疲労強度の関係を調べるために金属ペローズを用いて実験を行い、結晶粒径と疲労強度の関係を明確にした。

第5から第7章は、金属ベローズの疲労強度向上に関する研究である。そこで、ここでは金属ベローズの簡単な説明を行う。金属ベローズ（以下、ベローズと記す）は、一般に伸縮シール部品として、特に真空機器分野でよく使われている⁷⁾。形状は、Fig.5.1の(a)のような外観をしており、縦断面形状は、Fig.5.1(b)のような蛇腹である。主に、配管継手、真空バルブおよびアキュムレータなどに使われている。例えば自動車の油圧系部品のなかで、油圧ポンプを補助する動力源として、あるいは油圧ポンプから発生される油圧変動や衝撃圧力を吸収、減衰する目的としてアキュムレータが使われている⁸⁾。Fig.5.2に、アキュムレータの構造図を示す。圧力容器の中に高圧窒素ガスが封入されており、ガスと油を分離する隔壁としてベローズが用いられている⁹⁾。ゴムが隔壁として用いられているブラダ型に比べてベローズ式アキュムレータは、ガスの透過がほとんどなく、特性の変化が少ない信頼性の高いアキュムレータである。ベローズが伸縮することによって発生する応力 σ の算出は、(5-1)式で表される。

$$\sigma = \frac{1.5t\delta E}{(p/2)^{0.5} h^{1.5} 2n} \times \alpha \quad \dots \dots (5-1)$$

ここで、 t ：板厚、 δ ：軸方向の変位、 E ：縦弾性係数、 p ：ピッチ、 h ：山高さ＝(外径－内径)/2、 n ：山数である。このアキュムレータを軽量化するためのひとつの方法としては、ベローズ山数を少なくしてベローズおよびアキュムレータの長さを短くすることが考えられる。そのためには、ベローズの疲労強度を向上させて、許容設計応力を上げることが必要である。

5.2 実験方法

5.2.1 試験片

材料は、 γ 系ステンレス鋼 SUS304 である。Table 5.1 に、材料の化学成分を

示す。試験片は、Fig.5.1 で示したベローズを用いた。Table 5.2 に、ベローズの諸元を示す。各部の名称として以後、外径部分を山部、内径部分を谷部、外径方向を外側、内径及び中心線方向を内側と呼ぶこととする。

ベローズの製造方法は、ベローズ内径と同じパイプを2つ割りにした成形型にセットし、内部に水圧を加えながら型のピッチを縮めて行き破裂と座屈の発生を抑止しながらベローズを成形する液圧バルジ成形法である。このため、Fig.5.3 に示すように外径部は内径部に比べて加工硬化の影響を大きく受けて硬さが高くなっている。このことは、Fig.5.4 に示す組織観察でも、外径部は内径部に比べて加工誘起マルテンサイト組織が多く見られることから裏付けできる。

5.2.2 実験方法

Fig.5.5 にベローズの製造工程を示す。最初に回転しごき加工によって、溶接パイプに13%の冷間圧延加工(板厚を0.15mmから0.13mmへとする)を施す。次に加工硬化した材料を軟化させるために光輝焼鈍 (Bright Annealing 以下 BA と記す) を行う。今回は、この BA 温度を変えることによって結晶粒の調整を行った。BA 温度は、1030℃、1000℃、980℃、950℃、900℃の5条件とした。保持時間は、すべて4分間とした。BA 炉は、横型の真空3室炉を用いた。冷却には、窒素ガスを用いて急冷した。

5.2.3 組織および結晶粒径調査方法

組織観察は、JIS G 0571 ステンレス鋼の10%しゅう酸エッチ試験方法を用いて腐食後、光学顕微鏡を用いて実施した。平均結晶粒径は、JIS G 0551 鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法の計数方法によって求めた。この時、結晶粒界をはっきりさせるために650℃で10時間の鋭敏化熱処理を施した。

5.2.4 硬さおよび引張試験方法

硬さ測定には、ビッカース硬さ試験機 (アカシ MVK-H300) を用いた。パイプ状態での硬さには、1.96N の試験力で5点測定し、その平均値を採用した。

ペローズ状態での硬さには、0.245Nの試験力で、板厚方向に測定した値を採用した。引張試験は、JIS Z 2201 11号試験片を用いた。試験本数は、各条件2ケづつ行い、その試験で得られた値の平均値を伸び、降伏応力及び引張強さとした。

5.2.5 疲労試験

疲労試験には、変位制御のクランク方式の疲労試験機を用いた。周波数は、4Hzとした。疲労試験の応力条件は、式(5-1)を用いて変位を応力換算した $491 \pm 377\text{MPa}$ である。試験本数は、各条件3ケづつ行った。

5.3 実験結果

5.3.1 BA温度と結晶粒径の関係

Fig.5.6は、BA温度と結晶粒径の関係を示す。Fig.5.7は、その顕微鏡写真である。結晶粒径は、BA温度が下がるにつれて小さくなる傾向が認められる。950°Cと900°Cの有意差はほとんど認められず、平衡状態にあると言える。この結果から、BA温度の調整による結晶粒径の微細化は、 $11\mu\text{m}$ 前後が限界と言える。

5.3.2 BA温度と組織の関係

Fig.5.8に、BA温度と組織の関係を示す。BA温度が980°C以上の場合には、段状組織であるが、950°C以下の場合にはみぞ状組織となっている。また、BA温度が950°C以下では、析出したクロム炭化物が完全に再固溶化されていないことが懸念された。しかし、後述の耐食性試験でクロム欠乏層による粒界腐食の感受性は極めて低いことが確認されている。

5.3.3 BA温度と機械的性質の関係

(1) 硬さ測定結果

Fig.5.9 に、BA 温度と硬さの関係を示す。硬さは、BA 温度が 900°C と 950°C の条件では 206HV と硬く、950°C を超えた付近から軟化する傾向が認められる。この傾向は、前述の BA 温度と組織の関係でみぞ状組織から段状組織に変化する現象と一致している。これは、BA 温度が下がるにつれて結晶粒径が小さくなり、降伏応力が大きくなったことによる影響と考えられる。

(2) 引張試験結果

Fig.5.10 に、BA 温度と引張強さ、耐力および伸びとの関係を示す。引張強さ及び耐力は、BA 温度が下がるにつれて増加する、いわゆる Hall-Petch の関係が認められた。伸びは、1000°C にピークが認められるが、いずれの条件でも 60% 以上の伸びがあり、ペローズの加工に必要な伸び 50% 以上が確保できている十分な値である。

5.3.4 BA 温度と加工性の関係

BA 温度と加工性の関係を調査するために、ウレタンバルジ加工を用いたパイプの拡張試験を行った。Fig.5.11 にその試験方法を示す。パイプの中にウレタンを挿入して、ウレタンを徐々に軸方向に圧縮して径方向に膨張させて行きながら、パイプが割れた時点のバルジ径（拡張径）とその時の荷重を求めた。Fig.5.12 にその試験結果を示す。バルジ径及びその荷重は、BA 温度が下がるにつれて大きくなる傾向が認められた。これは、結晶粒が小さくなることによって粒界での応力集中に起因した破壊が、起こり難くなっているためと考えられる。また、結晶粒を微細化すると単位体積中の粒界面積は、結晶粒径の逆数に比例して増大し、不純物元素の粒界偏析の軽減効果や粒界滑りによる超塑性現象の発現による効果が期待され、これらの効果による影響も考えられる¹⁰⁾。

5.3.5 結晶粒径と疲労強度の関係

Fig.5.13 は、結晶粒径がペローズの疲労寿命に及ぼす影響を示したものである。折損部位は、すべて谷部である。結晶粒径が 12.4 μm (BA 温度 950°C) の

場合が、最も疲労寿命が長い。逆に結晶粒径が $35\ \mu\text{m}$ (1030°C) の場合が最も疲労寿命が短い結果である。結晶粒径が $11\ \mu\text{m}$ (900°C) の場合に疲労寿命が多少短いのは、Fig.5.12(2)のウレタンバルジ加工の破断荷重が高いことから分かるように加工圧力を高くする必要があったが、材料に適した加工圧力でなかったためにペローズに変形が生じ、応力集中を受けたことが原因と考えられる。そこで、このデータを削除して結晶粒径と疲労寿命の関係を整理すると $12.4\ \mu\text{m} > 21\ \mu\text{m} > 24\ \mu\text{m} > 35\ \mu\text{m}$ の順に疲労強度が高くなった。つまり結晶粒径が小さくなるにつれて、疲労寿命が長くなるという結果が得られた。

5.4 考察

Fig.5.14 は、実験で得られた疲労強度の上下限である $12.4\ \mu\text{m}$ (950°C) と $35\ \mu\text{m}$ (1030°C) のペローズの S-N 線図である。疲労試験条件は、応力比 $R=0$ である。結晶粒径が $35\ \mu\text{m}$ の 10^7 回の疲労限度が 240MPa 、 $12.4\ \mu\text{m}$ のそれが 430MPa であった。結晶粒径の微細化によって、疲労限度が 1.79 倍向上する結果が得られた。そこでここでは、この理由について、結晶粒径、表面粗さ、硬さ、残留応力の観点から考察する。また、最後に BA 温度が低いので炭素の固溶化が不十分となり、鋭敏化現象の可能性が懸念されたため耐食試験を実施した。

5.4.1 結晶粒径の影響

1 結晶粒径が板厚に占める割合は、結晶粒径が $35\ \mu\text{m}$ で板厚が 0.13mm の場合には、27%となる。結晶粒径が $12.4\ \mu\text{m}$ の場合には、9.5%となる。疲労限度が向上した理由として結晶粒の大きさが直接影響しているのか、それとも板厚に占める 1 結晶粒の割合が減少したことが影響しているのか分からない。そこで板厚が 0.15mm 、 0.3mm 、 0.5mm の 3 種類、結晶粒径が $40\ \mu\text{m}$ と $13\ \mu\text{m}$ の 2 種類、合計で 6 種類の短冊形試験片を用意して、片持ばりの疲労試験を 2 ケづ

つ実施した。試験条件は応力比が $R = -1$ であり、振幅は一定として、応力振幅は 472MPa 一定になるように取り付け長さで調整した。Fig.5.15(1)に、その試験結果を示す。結晶粒径が同じ場合には、板厚が大きくなるにつれて疲労強度が向上する結果である。この結果から結晶粒径が直接疲労強度に影響を及ぼしているというよりも、結晶粒径のほかに板厚が関係していると考えられる。また板厚 0.15mm を除いて板厚が同じ場合には、結晶粒径が小さいほうが、疲労強度が優れている結果である。これは、ペローズと同じ結果である。Fig.5.15(2)は、この結果を基に横軸には1結晶粒が板厚に占める割合、縦軸には2ケの折損データの平均値を採用して、1結晶粒が板厚に占める割合と疲労強度の関係について表した結果である。板厚に占める1結晶粒の割合が小さくなるにつれて、疲労寿命が向上する傾向を示し、特に細粒側に近づくにつれて大きく向上する結果である。この結果からペローズの疲労限度が向上した理由は、結晶粒径が $12.4\mu\text{m}$ と小さくなったことによって、1~2結晶粒径程度伝播するステージIのせん断型き裂長さが短くなり、板厚に対するき裂長さの比率が小さくなったためと考えられる。

5.4.2 表面粗さの影響

表面粗さが疲労強度に及ぼす影響を調べるために、疲労試験前のペローズの山部と谷部の表面粗さを測定した。その結果を Table 5.3 に示す。BA 温度が 950°C の場合には、 1030°C の場合に比べて山部及び谷部どちらも表面粗さが小さいことがわかる。Fig.5.16 に、ペローズの表面を SEM で観察した結果を示す。この写真からも BA 温度が 950°C の表面は緻密であり、結晶粒界やすべり線が浅く小さく見える。Fig.5.17 に、さらにペローズを樹脂に埋め込み、縦断面方向にカットして、山部と谷部の先端を SEM で観察した結果を示す。山部及び谷部どちらも BA 温度が 950°C のペローズ表面は、 1030°C のそれに比べて凹凸が小さくなっている。表面の凹凸は、結晶粒の回転や変形に起因するものであり、結晶粒が粗大化すると結晶粒に対する相対的な変形量は同じでも絶対量は大きくなるため表面粗さが増加すると考えられる¹¹⁾。

この表面の凹凸による応力集中が、疲労強度の有意差の原因と予想されたので、この表面状態をモデル化して FEM 解析を行った。解析プログラムには、I-DEAS Model Solution を使用した。使用要素は、8 節点軸対称ソリッドである。ペローズには、2 山で軸方向に圧縮のたわみ 0.5mm を負荷した。そのときの発生応力を Fig.5.18 に示す。疲労破壊の起点である谷部内側を見てみると、滑らかな表面粗さの場合の発生応力は 433MPa である。これに対して BA 温度が 1030°C の場合には、凹凸の形状（切欠き効果）によって発生応力が大きく変わり、特に応力集中が大きいところでは発生応力が 822MPa と非常に高くなっている。このことが、BA 温度が 1030°C のペローズの疲労強度が、BA 温度が 950°C のそれに比べて劣った要因の一つであると考えられる。

5.4.3 硬さの影響

パイプ状態の BA 温度と硬さの関係は、Fig.5.9 に示したが、次にペローズ状態の BA 温度と硬さの関係を調べた。測定は、ペローズの山部と谷部を板厚方向に実施した。その結果を Fig.5.19 に示す。発生応力が高く疲労の起点になり易い谷部内側と山部外側表面付近を見ると、BA 温度が 950°C の場合には 1030°C のそれに比べて山部及び谷部ともに硬さが約 30HV 高くなっている。この硬さの差は、前述の Fig.5.9 で述べたパイプ硬さの差 27HV とほぼ一致する。以上のことから、950°C は、1030°C に比べてパイプ状態で硬さが約 30HV 高く、成形後もその差は変わらなかったことが疲労強度向上の一因と考えられる。今回の硬さの差が疲労強度に及ぼす影響を検証してみる。ビッカース硬さ HV と回転曲げ疲労限度 σ_{w0} の間には $\sigma_{w0} = 1.6HV$ の比例関係が成立することが経験的に知られている^{1,2)}。疲労の起点である谷部内側の硬さは、306HV (950°C) と 277HV (1030°C) であり、両者の比率を求めると 1.1 であり、疲労強度が 1.79 倍向上した理由の 1.1 倍程度にしかあたらず、疲労強度が向上した理由として Hall-Petch の効果による影響は少ないことが明らかになった。

5.4.4 残留応力の影響

疲労強度が向上した理由として残留応力の影響があるのかどうかを調べるために、疲労試験前のベローズの残留応力を測定した。残留応力の測定には、理学電機の微小域 X 線残留応力測定装置を用いた。測定箇所は、山部外側の表面であり、円周方向に測定した。その結果、1030°Cが+22MPa、950°Cが-19MPaであった。どちらも低い残留応力値であり、残留応力が、疲労強度向上に及ぼす影響はほとんどないことが明らかになった。

5.4.5 耐食性に及ぼす影響

950°C以下の組織は、みぞ状組織となっていることを Fig.5.8 で説明した。このみぞ状組織が、耐食性に及ぼす影響について検討を行った。採用した試験方法は、ステンレス鋼の粒界腐食試験法の一つである JIS G 0580 電気化学的再活性化率の測定 (Electrochemical Potentiokinetic Reactivation) である。再活性化率は、粒界腐食感受性の程度を表し、その値が高いほど感受性が高い。Fig.5.20 は、往復アノード分極曲線図であり、これから再活性化率を求めた。段状組織である 1030°Cの再活性化率が 0.05%、みぞ状組織である 950°Cのそれが 0.10%、900°Cが 0.08%であった。3者の相対比較を行うと、みぞ状組織は、段状組織に比べて粒界腐食感受性が高いと言える。しかし、いずれの値も 0.1%以下であり、通常鋭敏化による応力腐食割れを起こした材料の再活性化率は 4~5%といわれている¹³⁾。したがって、今回の結果から、BA 温度が 950°Cのみぞ状組織でも粒界腐食の感受性は極めて低いことが確認できた。

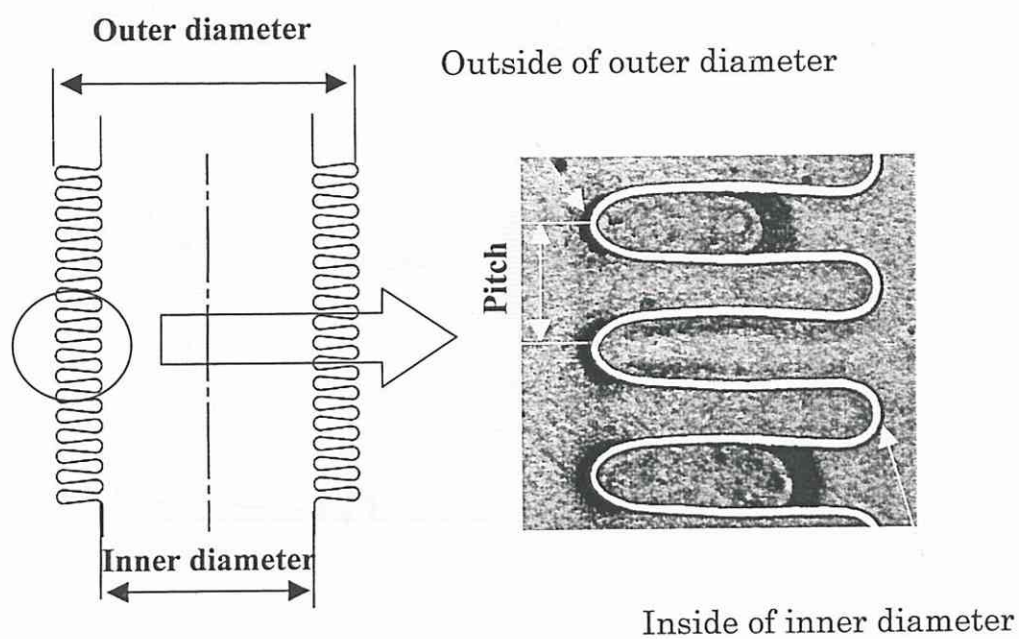
5.5 結 言

SUS304 の結晶粒径と疲労強度の関係を調べるために、冷間圧延後の BA 温度を変えることによって結晶粒径の調整を行い、SUS304 の金属ベローズを用いて実験を行った。得られた結果をまとめると、以下のとおりである。

- (1) 結晶粒径は、BA 温度が下がるにつれて小さくなる。ただし、結晶粒径は、 $11\mu\text{m}$ 前後が限界であることが分かった。
- (2) 950°C 以下の BA 温度ではみぞ状組織であったが、 980°C 以上の BA 温度では段状組織が認められた。また、クロム欠乏層による粒界腐食の感受性は、BA 温度に関係なく極めて低いことが、電気化学的再活性化率の測定により確認できた。
- (3) 硬さ、引張強さおよび耐力は、BA 温度が下がるにつれて高くなる Hall-Petch の関係が認められた。加工性は、BA 温度が下がるにつれて良くなる傾向が認められた。これは、微細化によって粒界での応力集中が少なくなったこと、不純物元素の粒界偏析の軽減効果などが考えられる。
- (4) 結晶粒径が小さくなるにつれて疲労強度が向上する、という疲労試験の結果が得られた。
- (5) 結晶粒径が $35\mu\text{m}$ の 10^7 回の疲労限度が 240MPa であるのに対して、結晶粒径 $12.4\mu\text{m}$ の疲労限度は 430MPa であり、疲労限度が 1.79 倍向上する結果が得られた。この理由としては、①微細化によって 1~2 結晶粒径程度伝播するステージ I のせん断型き裂長さが短くなり、板厚に対するき裂長さの比率が小さくなったこと、②表面粗さが低下し、応力集中が少なくなったことが考えられる。硬さの増加、いわゆる Hall-Petch による効果は約 1.1 倍と小さく、また残留応力の影響は、ほとんどないことが確認できた。



(a) Appearance photograph



(b) Cross section

Fig.5.1 Metal bellows

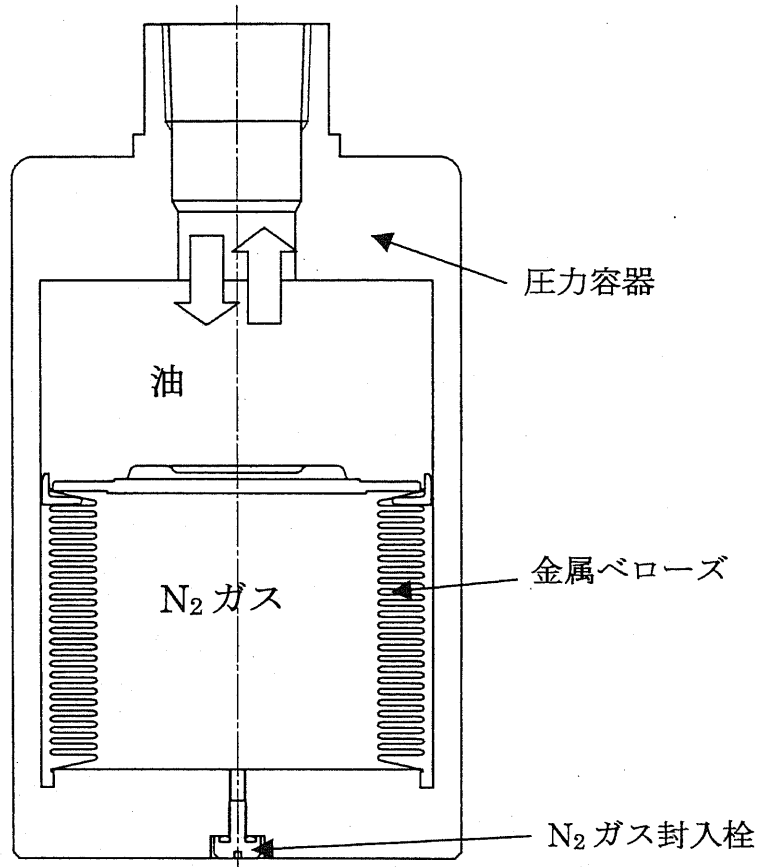


Fig.5.2 Metal bellows accumulator

Table5.1 Chemical composition of SUS304 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.06	0.50	1.68	0.037	0.002	8.85	18.10

Table5.2 U-shaped bellows specifications

Outer diameter (mm)	25.6
Inner diameter (mm)	18
Thickness (mm)	0.13
Pitch (mm)	1.5
Hardness	Outer diameter 360HV
	Inner diameter 226HV

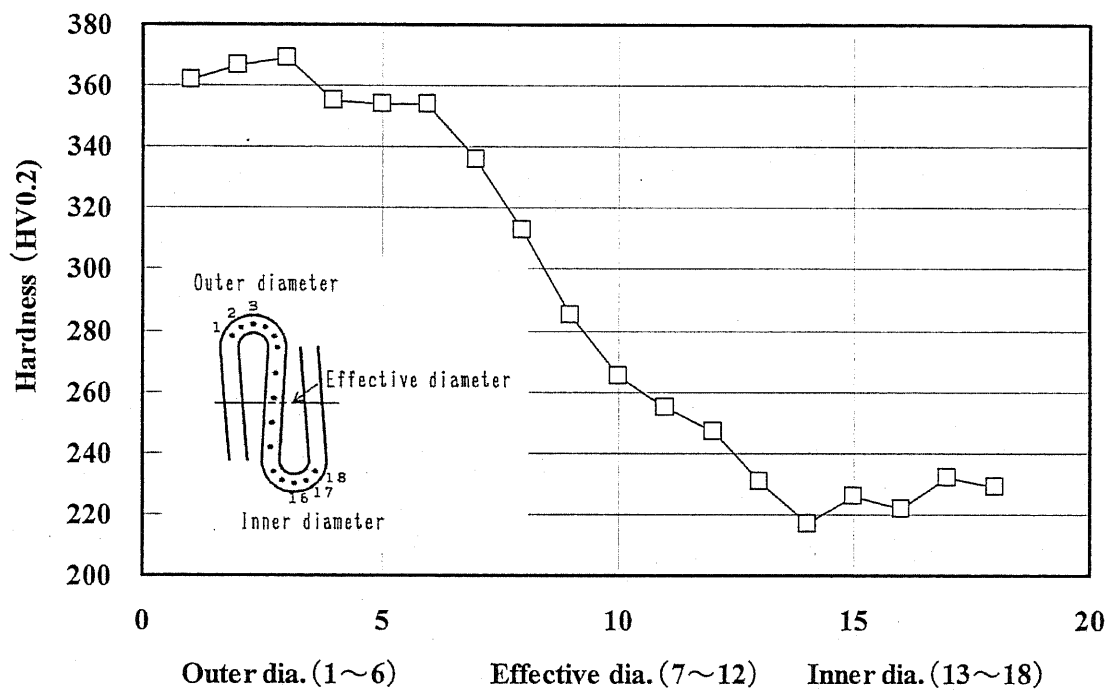


Fig.5.3 Hardness distribution of bellows

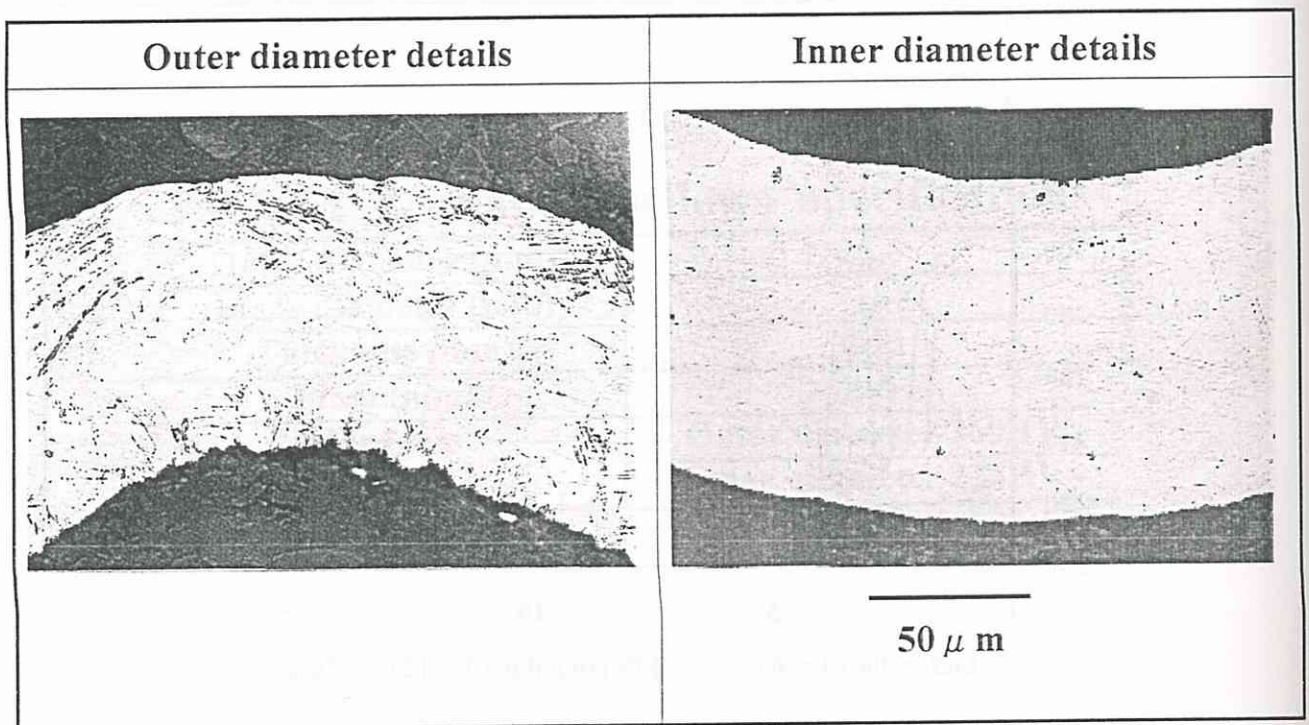


Fig.5.4 Optical microstructure of bellows

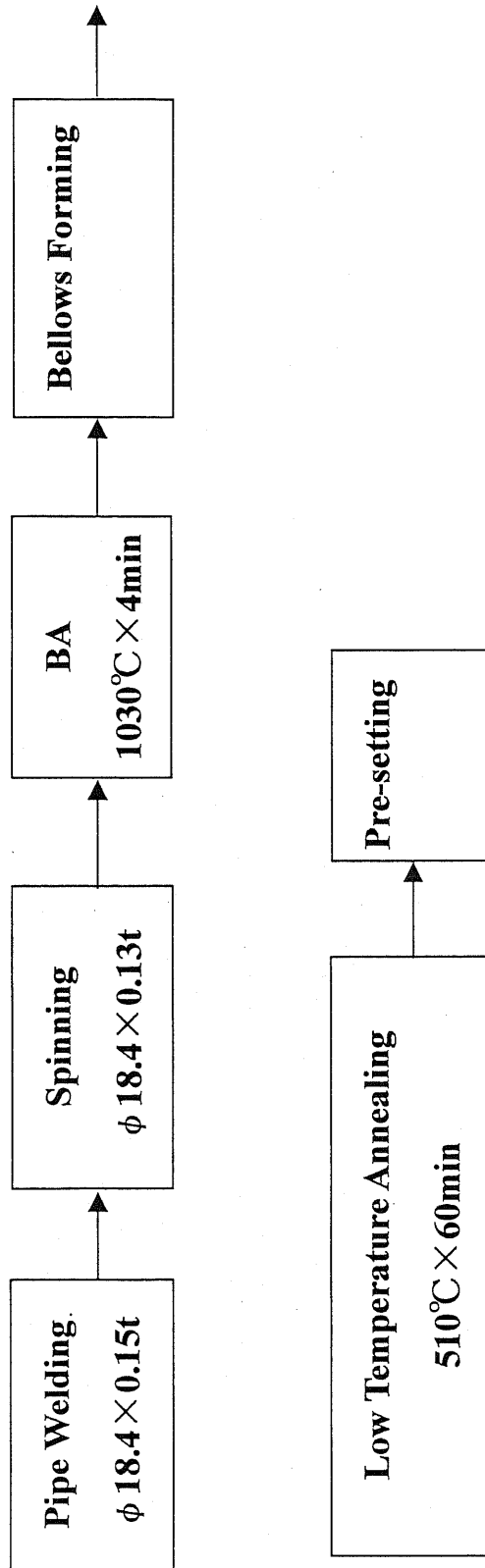


Fig.5.5 Manufacturing process of bellows

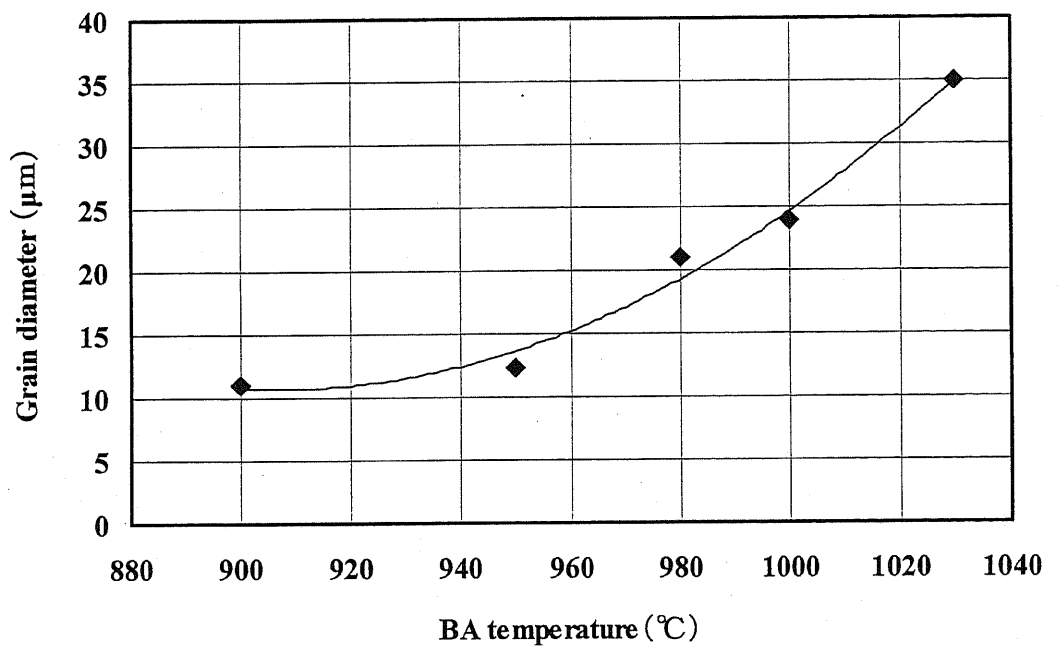


Fig.5.6 Relationship between grain diameter and BA temperature

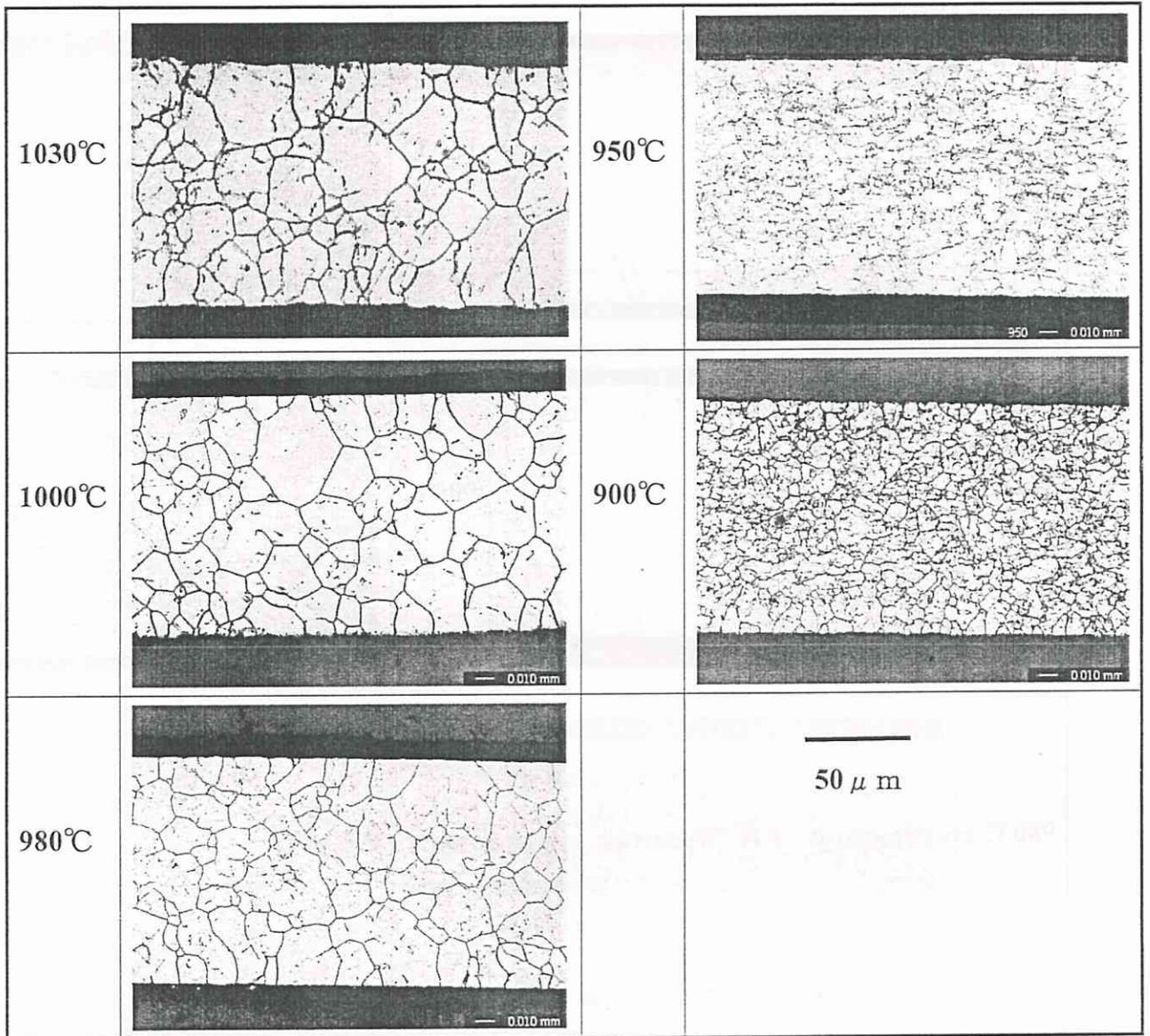


Fig.5.7 SUS304 grain diameter

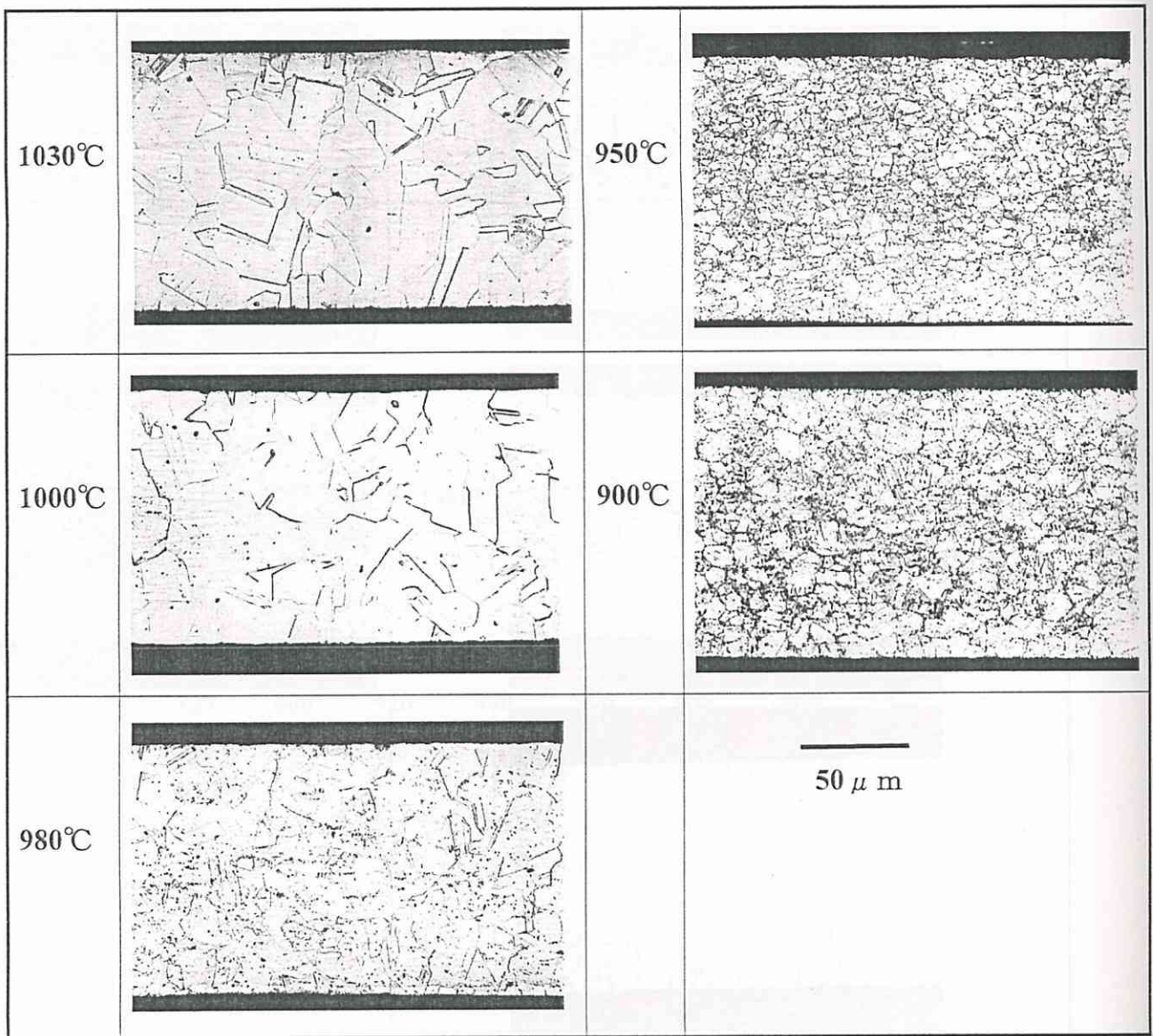


Fig.5.8 Optical microstructure

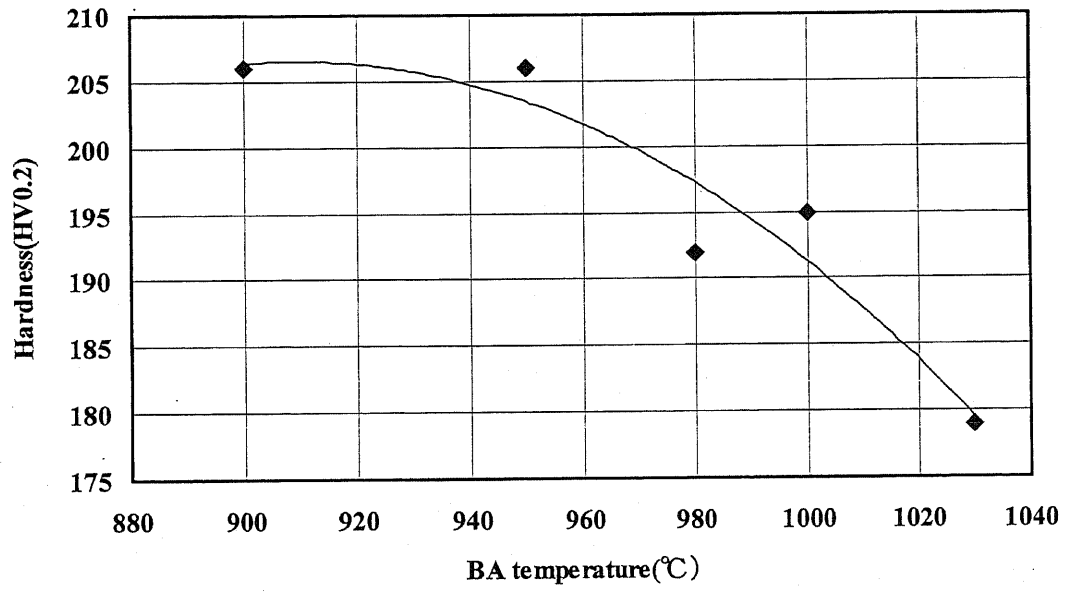


Fig.5.9 Relationship between BA temperature and Hardness

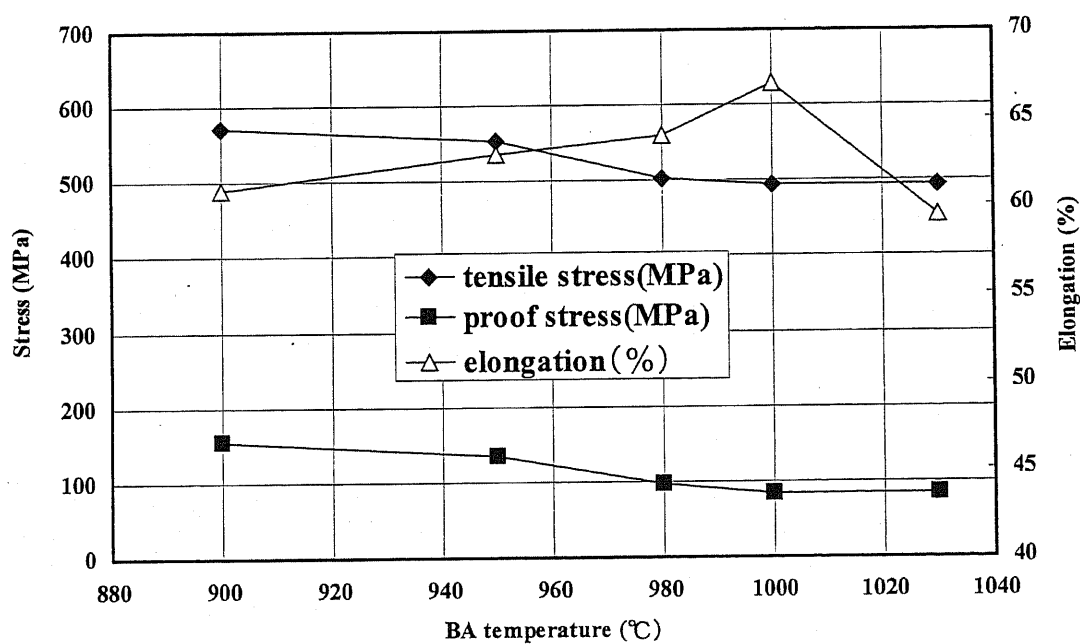


Fig.5.10 Tensile test results(Test pieces JIS Z 2201 number11)

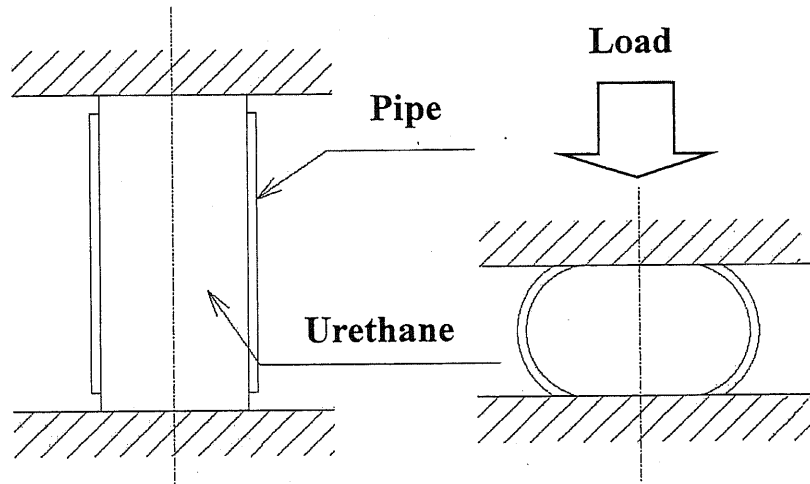
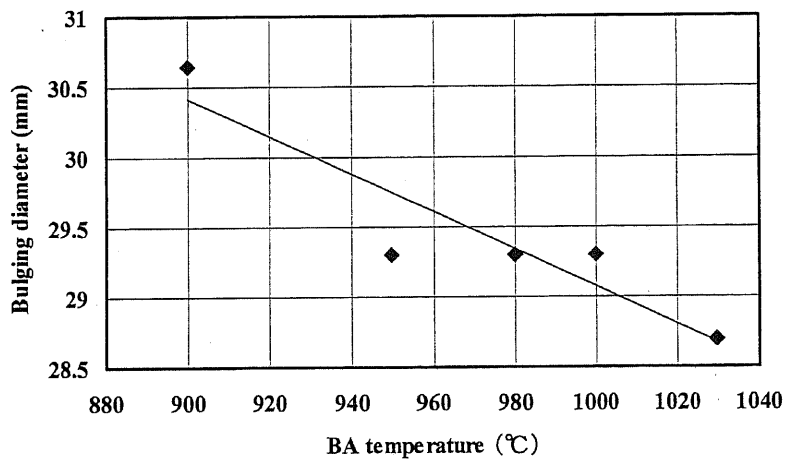
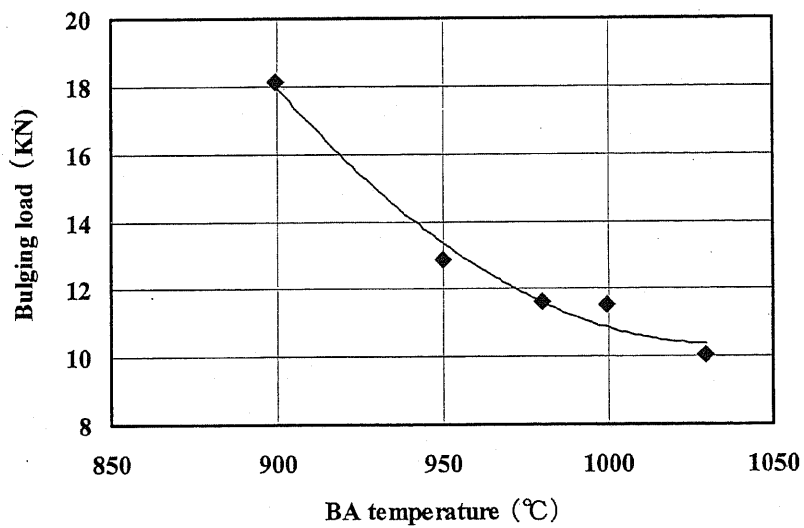


Fig.5.11 Urethane bulge test



(1) Relationship BA temperature and bulging diameter



(2) Relationship between bulging load and BA temperature

Fig.5.12 Results of urethane bulge test

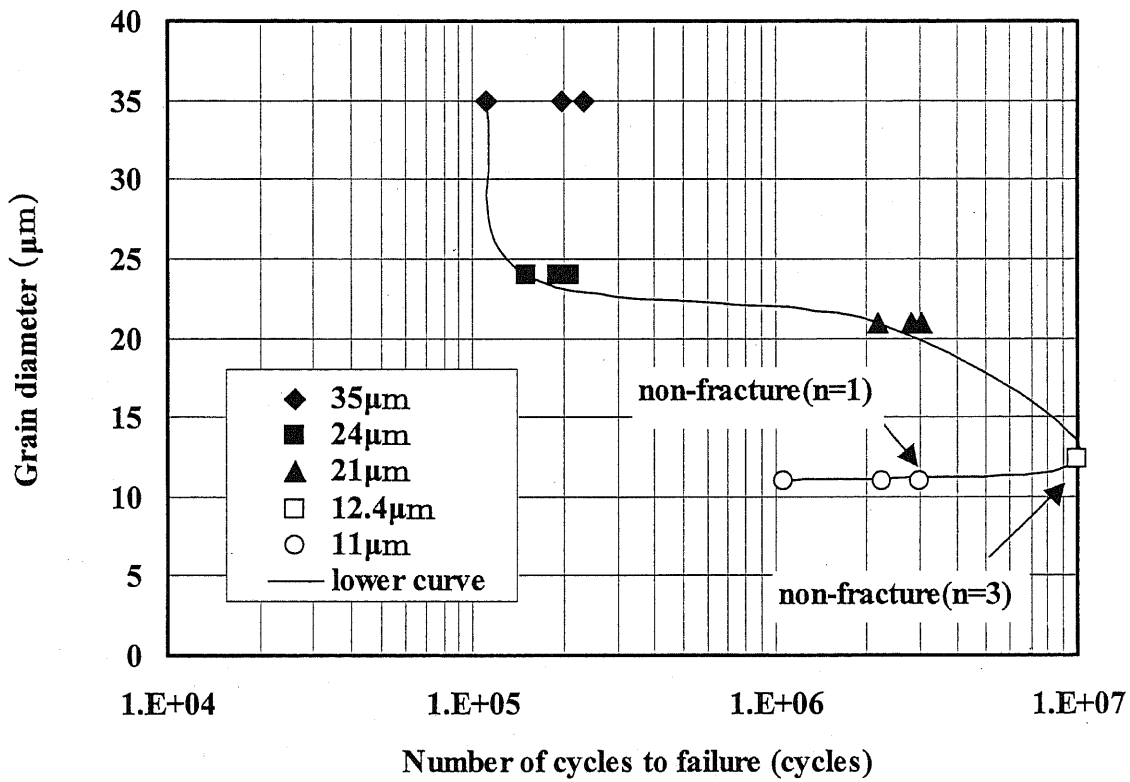


Fig.5.13 Relationship between grain diameter and number of cycles (stress condition:491±377MPa)

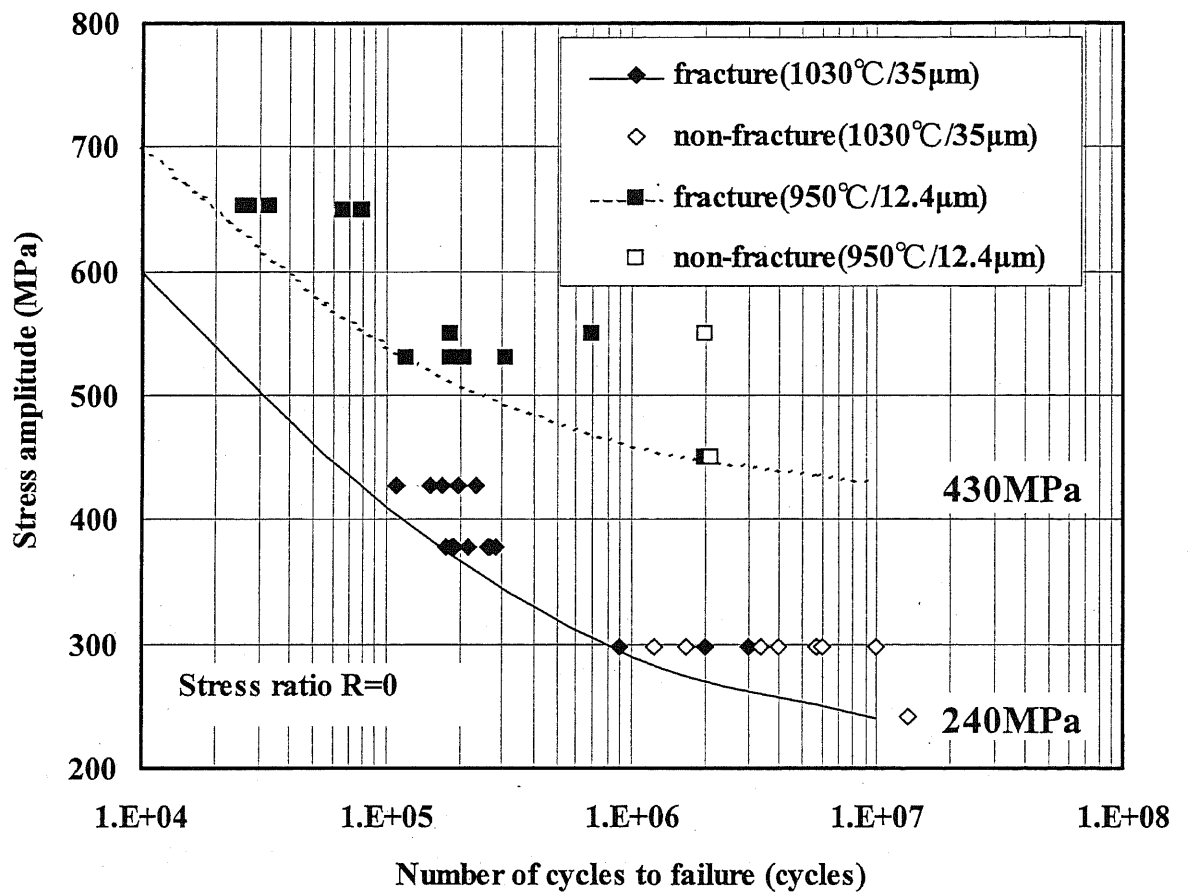
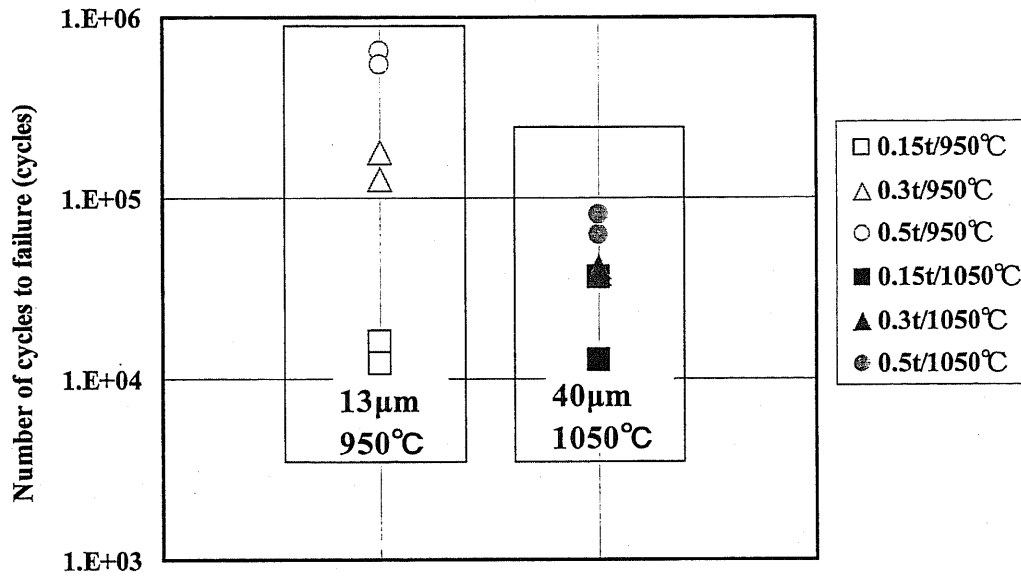
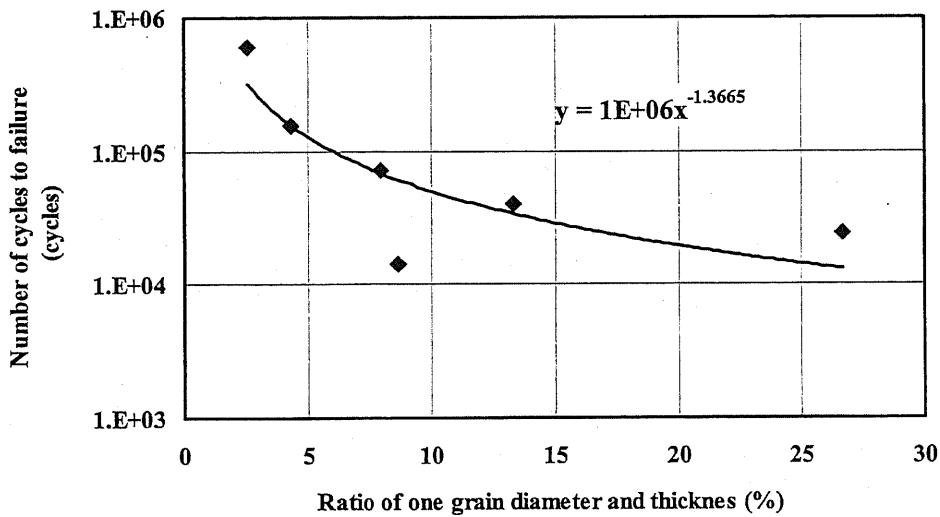


Fig.5.14 S-N diagram



(1) Results of fatigue test (0±472MPa)



(2) Relationship between ratio of one grain diameter and thickness and fatigue strength

Fig.5.15 Results of thin plate fatigue test

Table 5.3 Roughness of bellows surface (μm)

	Outer diameter		Inner diameter	
	Ra	Ry	Ra	Ry
1030 °C	1.23	9.99	0.71	4.20
950 °C	0.90	6.37	0.55	2.80

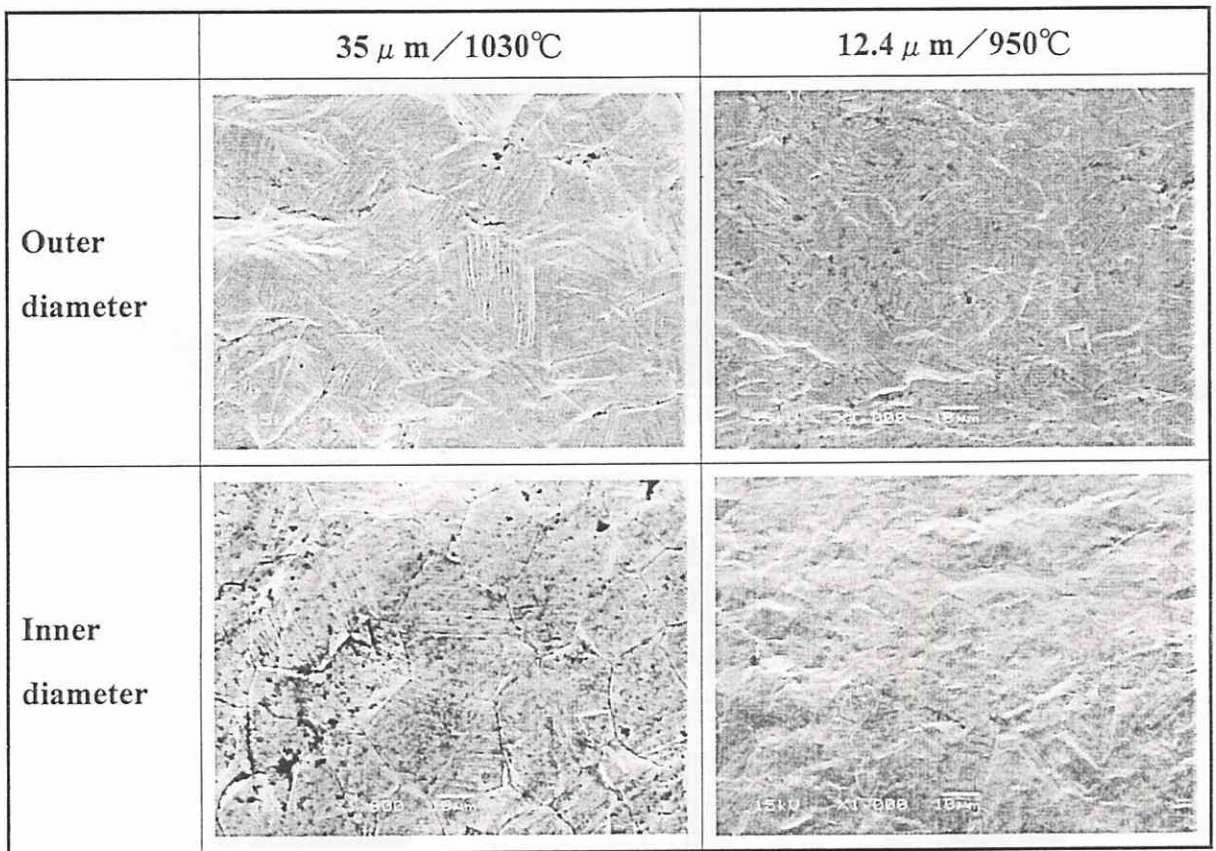


Fig.5.16 SEM observation of bellows surface

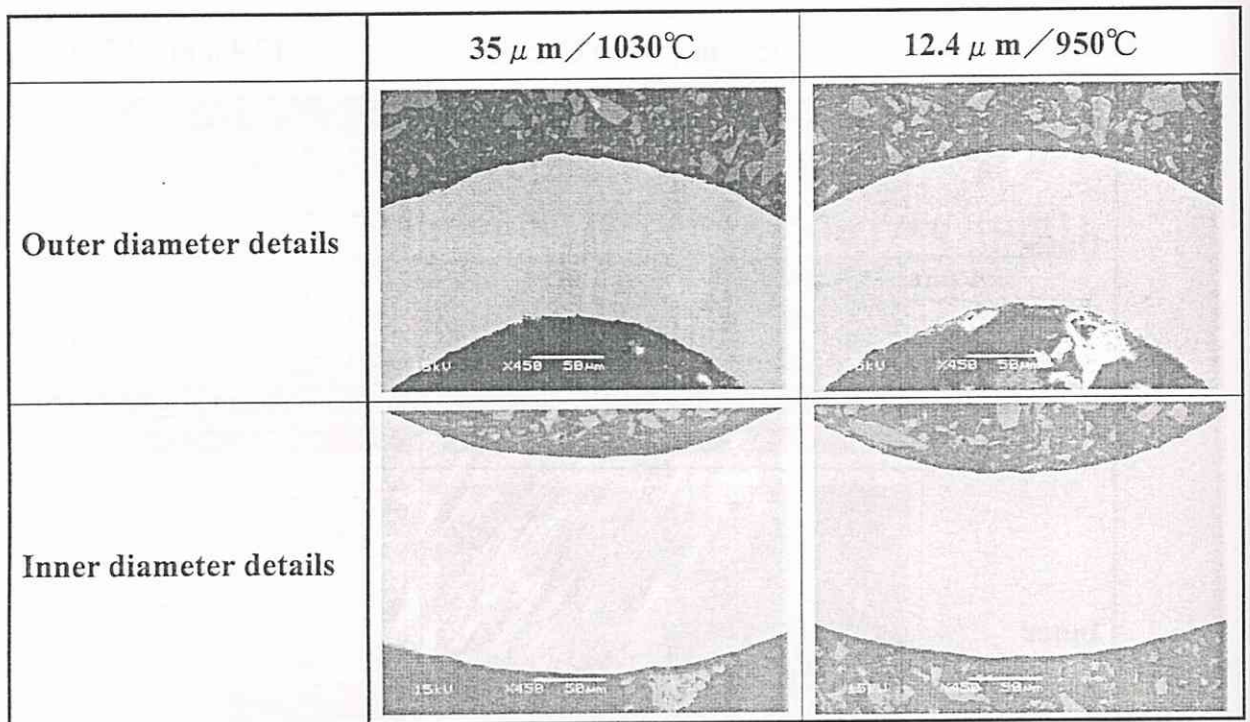


Fig.5.17 SEM observation of radius of bent cut in longitudinal section

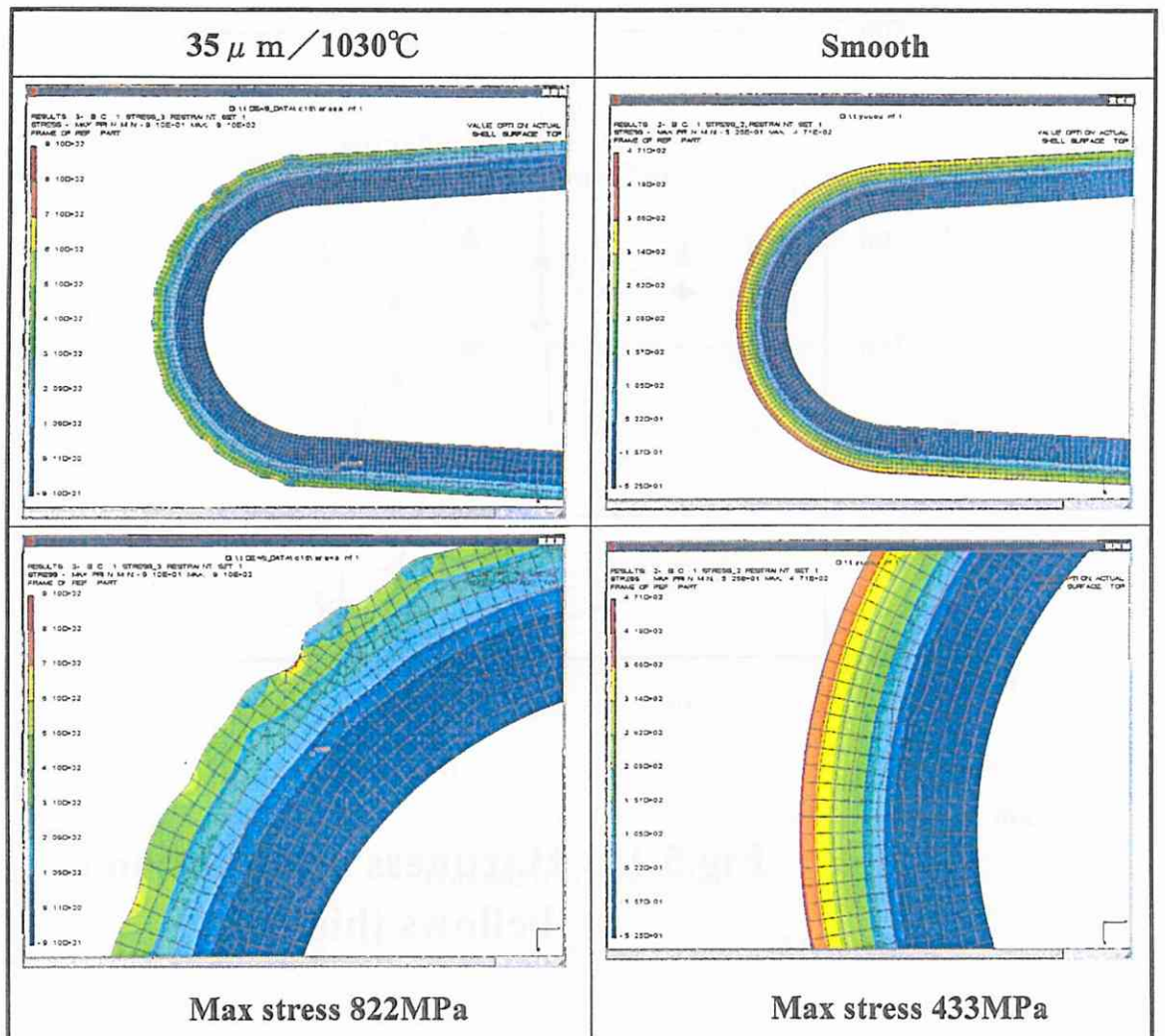


Fig.5.18 Results of FEM analysis

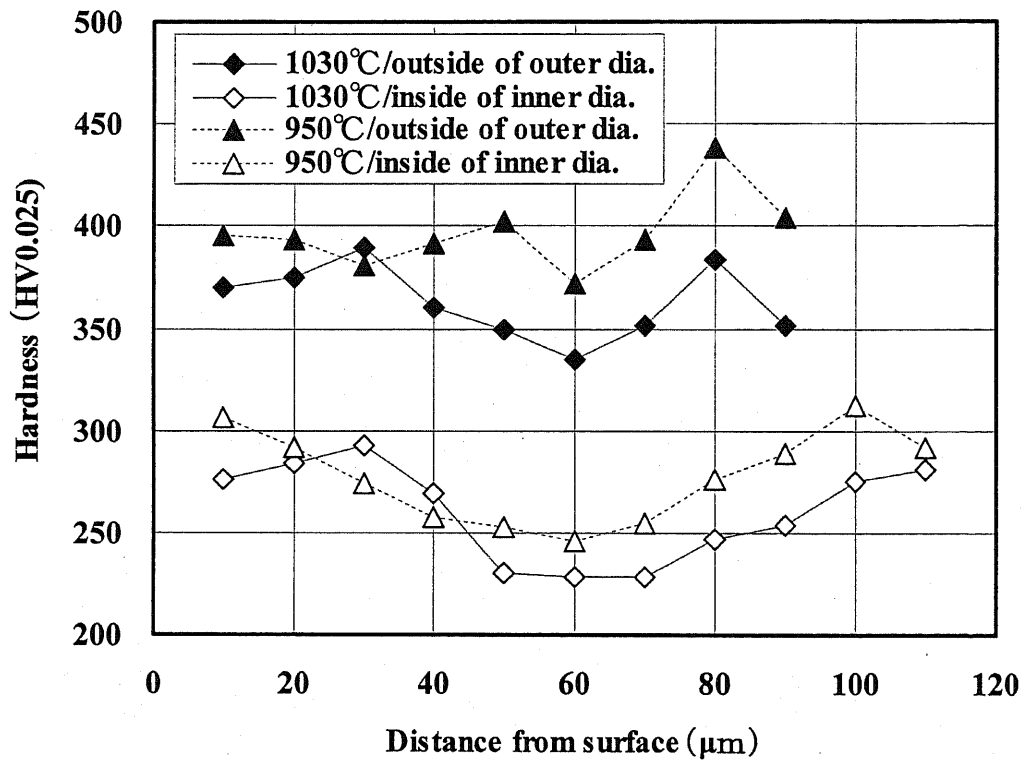


Fig.5.19 Hardness distribution of bellows thickness

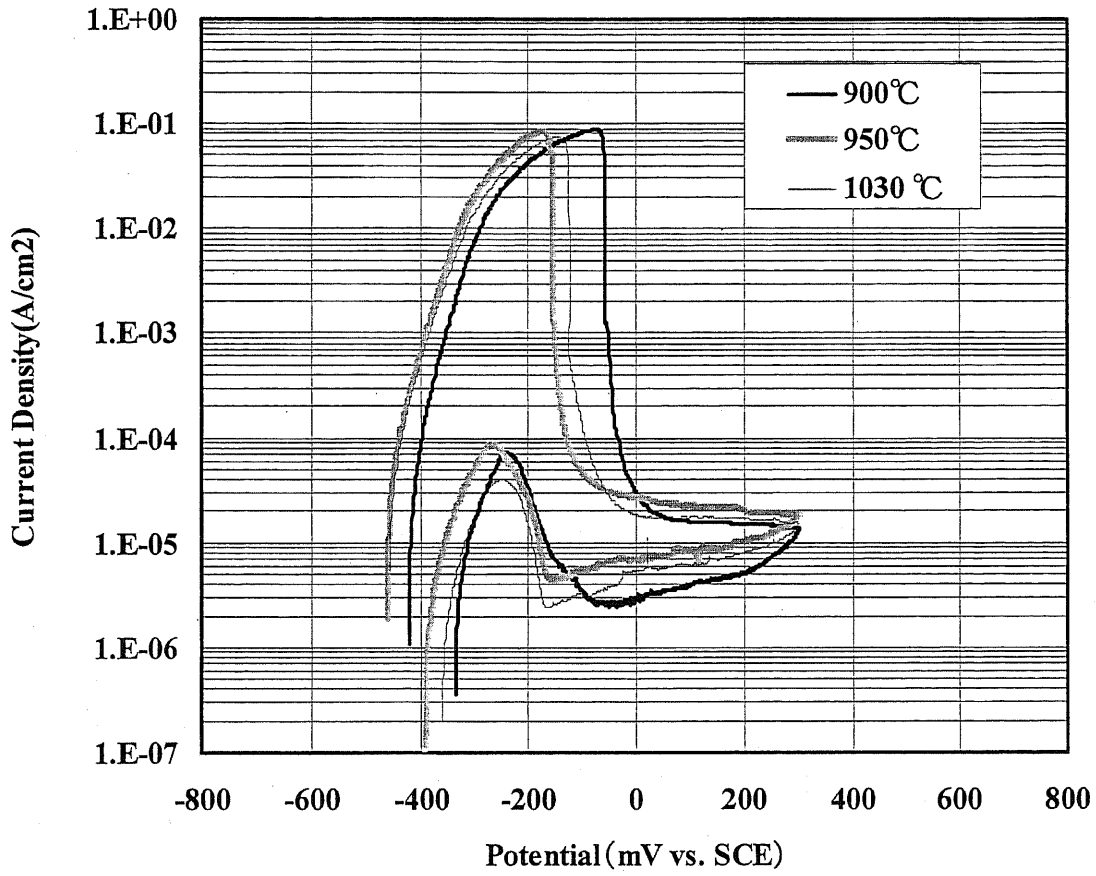


Fig.5.20 Anodic polarization curves of SUS304 pipe

参考文献

- 1) ステンレス協会編, ステンレス鋼便覧-第3版-, (1995), 166, 日刊工業新聞社
- 2) M.Hasegawa and M.Osawa, Corrosion-NACE, 40 (1984), 371.
- 3) 石島聡, 豊田俊介, 崎山哲雄, 阿部隆, 大北智良, CAMP-ISIJ, 4 (1991), 2059.
- 4) M.Tokizane, N.Matsumura, K.Tsuzaki, T.Maki and I.Tamura, Metall.Trans.A, 13(1982), 1379.
- 5) 丹下彰, 安藤柱, 圧力技術, 38-4 (2000), 216-223.
- 6) 松井勝幸, 衛藤洋仁, 川崎一博, 三阪佳孝, 安藤柱, 日本機械学会論文集(A編), 65-637 (1999), 1942-1947.
- 7) 三柴隆, 真空, 26-10 (1983), 757.
- 8) 日本油空圧学会編, 新版油空圧便覧, オーム社 (1989), 67.
- 9) 新堀武儀, 油空圧技術 2001-2 (2001), 38-41.
- 10) 高木節雄, 機械の研究, 51-10 (1999), 1025-1029.
- 11) 清水一郎, 奥田貴雄, 阿部武治, 谷 英明, 日本機械学会論文集(A編), 66-647 (2000), 1297-1303.
- 12) 村上敬宣, 鉄と鋼, 75-8 (1989), 1267-1277.
- 13) 中村寿和, 山本勝美, 賀川直彦, Boshoku Gijutsu, 34 (1985), 346-354.

第6章 ショットピーニングによる金属ベローズの疲労強度向上

6.1 緒言

近年、厚肉小径の金属ベローズは、小型高圧ポンプの伸縮シール部品として期待されている。しかしこれまでは、疲労強度が不十分のため疲労強度向上による小型化には限界があり実用化に至らなかった。一方、疲労強度向上法としてショットピーニングは、有効であることが知られている。しかし、従来のショットピーニング法では小径ベローズのような小径管の内面に対して有効なショットピーニングを行うことができず、疲労強度の向上は達成できなかった。そこで、ショット反射板を設けた細径ノズルを開発し、空気式ピーニング機械によって小型ベローズの内面にショットピーニング加工を行うことを可能にした。本章では、この加工法を述べるとともに、ベローズの疲労強度向上に及ぼす最適なショットピーニング条件を明らかにした。

ベローズにショットピーニングを実施するうえで、もう一つの問題は、材料に γ 系ステンレス鋼 SUS304 を用いているため集合組織の影響で、ショットピーニング条件を決定するのに不可欠な残留応力の測定を精度良く行うことができなかった。小木曾は、面心立方構造を有する代表的な金属材料である SUS304 板材を用いて、弾性範囲内の曲げ応力を負荷し、各負荷段階で X 線による応力測定を行った。V, Mn, Cr の各特性 X 線を用いて比較を行った結果、特性 X 線 $MnK\alpha$ 、回折面 (311) が、最も負荷応力と対応すると報告している¹⁾。そこで、本研究では、この条件を用いてベローズの残留応力を測定しながら、最適なショットピーニング条件を決定した。

6.2 実験方法

6.2.1 試験片およびベローズ製造工程

試験片には、Fig.6.1 および Table 6.1 に示す諸元のベローズを用いた。径は、第5章のものよりも多少小さく、板厚は、0.3mm であり第5章の板厚 0.13mm に比べて厚い。ベローズの材料は、 γ 系ステンレス鋼 SUS304 である。ベローズの各部の名称および製造方法は、第5章の 5.2.1 項と同じである。

Fig.6.2 に、ベローズの製造工程を示す。造管後、冷間引き抜き加工によって外径と板厚を同時に減少させる。次に加工硬化した材料を軟化させるために光輝焼鈍を行った。第5章で既に、結晶粒径を $35\mu\text{m}$ から $12.4\mu\text{m}$ へと微細化することによって、ベローズの疲労強度が大幅に向上することを述べたが、本章のベローズの結晶粒径は、疲労強度の低い $35\mu\text{m}$ である。結晶粒径は大きい方が、板厚に占める1結晶粒の割合で見ると、第5章が 9.5% (板厚が 0.13mm で結晶粒径が $12.4\mu\text{m}$)、これに対して本章が 11.6% (板厚が 0.3mm で、結晶粒径が $35\mu\text{m}$) であり、多少大きい程度である。焼鈍されたパイプを用いてベローズを成形した後、 480°C で 60 分間のひずみ取り焼鈍を大気中で行った。そして、最後にショットピーニングを行った。

6.2.2 ショットピーニング方法

ベローズは、一般に自由長から圧縮して使用される。このとき山部の外側と谷部の内側には引張応力が働き疲労の起点になる。そこでショットピーニングは、疲労の起点になる山部外側と谷部内側を行った。ショットピーニング機械は、空気式ピーニング機械の一つである吸込式ピーニング機械 (伊藤機工製) を用いた。ベローズの内面には、安藤らが提案した Fig.6.3 に示す反射板付きノズルを用いた反射ショットピーニングを行った²⁾。Table 6.2 にショットピーニング条件を示す。投射圧力は、 $0.1\sim 0.7\text{MPa}$ である。ノズル径は、内面用がベローズ内径の制約から 8mm、外面用が標準ノズル 9mm である。投射材は、硬さが 550HV のガラスビーズを用いた。ガラスビーズ径は、 $38\sim 215\mu\text{m}$ の範囲

のものを用いた。ショットピーニング方法は、ノズルを固定して、ベローズを回転させながら上下2分間4往復させた後、さらにベローズの向きを上下逆にして2分間、合計4分間行った。ベローズ外面は、反射板なしの標準ノズルを用いて2分間行った。

6.2.3 残留応力測定方法

残留応力測定は、ショットピーニング条件を決定するうえで不可欠である。そこで、理学電機の微小域X線残留応力測定装置を用いて残留応力の測定を行った。Table 6.3 に、測定条件を示す。コリメータは、ベローズの曲率半径が0.5mmと小さいことから $\phi 0.5\text{mm}$ を用いた。測定は、山部外側の表面を円周方向に行った。

6.2.4 疲労試験

疲労試験は、変位制御のクランク方式の疲労試験機を用いた。周波数は4Hzとした。疲労試験は、ほぼ完全片振りの応力条件で、室温、大気中で行った。

6.3 実験結果

6.3.1 投射圧力とベローズ表面の残留応力の関係

ガラスビーズ径は $97\mu\text{m}$ に固定して、投射圧力とベローズ表面の残留応力の関係を調べた。Fig.6.4にその結果を示す。ショットピーニングしないものでは、86MPaの引張残留応力が発生していた。これに対してショットピーニングしたものでは、投射圧力0.1MPaが、-372MPaで最も圧縮残留応力が大きい。投射圧力違いによる大きな有意差は、特に認められなかった。

6.3.2 ガラスビーズ径とベローズ表面の残留応力の関係

投射圧力は0.7MPaに固定して、ガラスビーズ径とベローズ表面の残留応力

の関係を調べた。Fig.6.5 にその結果を示す。ベローズ表面の圧縮残留応力は、ガラスビーズ径が小さくなるにつれて増加する傾向が認められた。

6.3.3 投射圧力とガラスビーズ径と疲労寿命の関係

Fig.6.6 に、投射圧力とガラスビーズ径と疲労寿命の関係を示す。疲労寿命は、投射圧力が高くなるにつれて増加する傾向にある。また、この傾向は、ガラスビーズ径が大きいほどより顕著に表れている。この結果の中では、投射圧力 0.7MPa, ガラスビーズ径 $97\mu\text{m}$ が最適なショットピーニング条件といえる。ガラスビーズ径 $38\mu\text{m}$ のショットピーニング条件では、ベローズ表面の圧縮残留応力値が高くなっているにもかかわらず寿命が低いのは、後述の残留応力の深さが影響しているものと考えられる。

6.3.4 S-N 線図

以上の投射圧力の影響、ガラスビーズ径の影響の調査から疲労強度向上に寄与する条件として、投射圧力 0.7MPa, ガラスビーズ径 $97\mu\text{m}$ のショットピーニング条件を選択し、ショットピーニングしたベローズとショットピーニングしないベローズの S-N 線図を求めた。Fig.6.7 にその結果を示す。ショットピーニングしないベローズの 10^7 回の疲労限度は 240MPa, これに対してショットピーニングしたベローズのそれは 420MPa である。最適加工条件でショットピーニングをすることにより、ショットピーニングしないものに比べて 1.75 倍の大幅な疲労強度向上の結果が得られた。

6.4 考察

6.4.1 残留応力の影響

一般に、ショットピーニングによる疲労強度向上には残留応力と表面の加工硬化そして表面粗さの影響が議論される。そこで、これらの影響について検討

を行った。

今回のベローズの疲労試験は、ほぼ完全片振りの応力条件で行った。疲労試験中に圧縮残留応力が解放されて低下していないかどうか確認するために、疲労試験後の残留応力を測定した³⁾。ショットピーニング条件は、投射圧力 0.7MPa、ガラスビーズ径 97 μm である。ベローズ表面の残留応力は、疲労試験前が -254MPa、疲労試験後が -220MPa であった。残留応力は、多少解放されているものの十分な圧縮残留応力が確認できた。つまり、ショットピーニングによって疲労強度が向上した理由は、①大きな圧縮残留応力が導入できたため ②疲労試験中もその圧縮残留応力が、大きく減少しなかったためと考えられる。

6.4.2 加工硬化の影響

ショットピーニングによってベローズの疲労強度が向上した理由として、加工硬化の影響も考えられる。そこでこの影響を確認するために、ショットピーニング後のベローズ表面近傍の硬さ分布を調査した。測定箇所は、疲労の起点である谷部内側表面である。測定は、谷部内側表面から板厚中心に向かって 5 μm 間隔で 10 点、試験力は 49mN で行った。Fig.6.8 に、硬さ測定結果を示す。疲労強度の高かった投射圧力 0.7MPa、ガラスビーズ径 97 μm のショットピーニング条件では、ショットピーニングによって表面の硬さが高くなっている。このことから、バルジ加工で既に加工硬化を受けているうえに、さらにショットピーニングによって加工硬化したことも疲労強度向上の理由の一つと考えられる。

ベローズとは別に、板厚 2mm の SUS304 の短冊形試験片を用意してショットピーニングを行い、表面の加工硬化層の硬さを測定した。加工硬化層の深さは約 20 μm と浅いため、試験力は 25mN で 4 点測定して、加工硬化層の硬さにはその平均値を採用した。ショットピーニング条件は、投射圧力 0.7MPa、ガラスビーズ径 97 μm である。試験片硬さは、原管硬さに相当する 175HV、谷部硬さに相当する 272HV、山部硬さに相当する 368HV の 3 種類を用意した。Fig.6.9 に、ショットピーニング後の加工硬化層の硬さを測定した結果を示す。合わせ

てショットピーニング後に時効処理を 100°C, 200°C, 300°C, 400°Cで行い, 時効処理による硬さの変化を調べた. 時効処理なし (温度 0°C) がショットピーニング後の硬さである. この測定結果から, ショットピーニング後の加工硬化層の硬さは 500HV 前後となり, 素材硬さの影響は受けないことが分かった. ペローズでは, 山部は谷部に比べて加工度が高いため, 第5章の Fig.5.3 に示すような硬さ分布を示す. 以上のことから疲労起点でありかつ加工度の低い谷部内側表面が, ショットピーニングによって加工度の高い山部外側表面と同じ硬さまで大きく加工硬化されたことが, 疲労強度向上の一因と考えられる.

ショットピーニング後に時効処理を行うことによってひずみ時効硬化が考えられる. しかし, 今回の実験ではショットピーニングによって加工硬化した加工硬化層の硬さが, その後の時効処理によって変化する結果は得られなかった.

6.4.3 表面粗さの影響

ペローズ成形後のペローズ表面は, 厳しいバルジ加工の影響を受け表面が粗くなっている. 電顕で確認すると Fig.6.10 に示すとおり多くのすべり線が見られた. すべり線の他にも結晶粒界に沿って深さ約 $2\mu\text{m}$ のマイクロクラックが観察された. これは, 5章のペローズに比べてピッチが同じでありながら板厚が厚いことから, 曲げ半径 R と板厚 t の比 R/t が, 本章のペローズは小さいことから, 加工条件としては厳しいためと考えられる. ショットピーニング後の表面は, 微細な粒子にたたきつけられて, 表面が押しつぶされたために緻密で滑らかになっている. Fig.6.11 に, 疲労試験後の破面を電顕で調査した結果を示す. 起点は, 谷部内側の表面であり, 起点部に深さ約 $2\mu\text{m}$ のマイクロクラックの形跡が観察された.

ショットピーニングによってペローズの疲労強度が向上した理由として, 表面粗さの影響が考えられる. そこでこの影響を調べるために, ペローズ山部外側の表面粗さを測定した. Fig.6.12 に, 投射圧力とガラスビーズ径とペローズ表面粗さの関係を示す. ショットピーニングしたペローズの表面粗さは, ショットピーニングしないものに比べて低いことがわかる. 表面粗さは, ガラスビ

ーズ径の大きさに関わらず、投射圧力が高くなるにつれて低下する傾向が認められた。

以上のことから、バルジ加工時に発生したマイクロクラックがショットピーニングによって平滑になり割れ深さが浅くなったこと、及び表面粗さが低下したことが疲労強度向上の理由と考えられる。

6.4.4 残留応力深さの影響

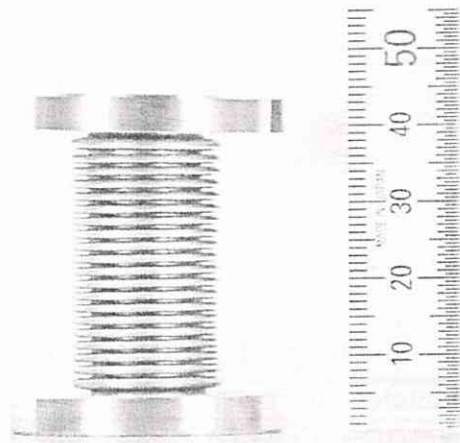
今まで述べた残留応力は、ペローズ表面の値である。深さ方向に対してどのような残留応力分布を示すのか調査を行った。Fig.6.13 に、疲労試験前のペローズ山部外側の残留応力分布を示す。疲労強度の低かった投射圧力 0.3MPa、ガラスビーズ径 38 μm のショットピーニング条件では、表面は圧縮残留応力が高いが、深さ方向が浅いのにに対して、疲労強度の高かった投射圧力 0.7MPa、ガラスビーズ径 97 μm のショットピーニング条件では、表面は多少低いけど深い圧縮残留応力が導入されている。このことから、投射圧力 0.7MPa、ガラスビーズ径 97 μm のショットピーニング条件が最も疲労強度が高かった理由として、残留応力が深く導入できたため加工時に発生したマクロクラックの進展を遅らせたことができたためと考えられる⁴⁾。

ペローズとは別に、前記の 6.4.2 項で述べた SUS304 の板材を用いて、ショットピーニングを行い、残留応力分布を測定した。ショットピーニング条件は、ペローズで得られた最適条件である投射圧力 0.7MPa、ガラスビーズ径 97 μm である。Fig.6.14 に、測定結果を示す。各素材硬さの違いが、残留応力に及ぼす影響とショットピーニング前に行う低温焼鈍温度の違いが、残留応力に及ぼす影響を調べた。表面の残留応力値は、素材硬さおよび低温焼鈍の影響を受けずに -900MPa 前後で一定である。また、残留応力の深さは、素材硬さが高いと多少浅くなるようにも見えるが、特に有意な差は認められない結果である。以上のことから、ペローズの谷部の残留応力は、X 線では非破壊で測定することができない。また山部と谷部では加工度の違いから、谷部の残留応力は、第 2 章で述べた残留応力は硬さに比例する結果から、山部に比べて低くなることが

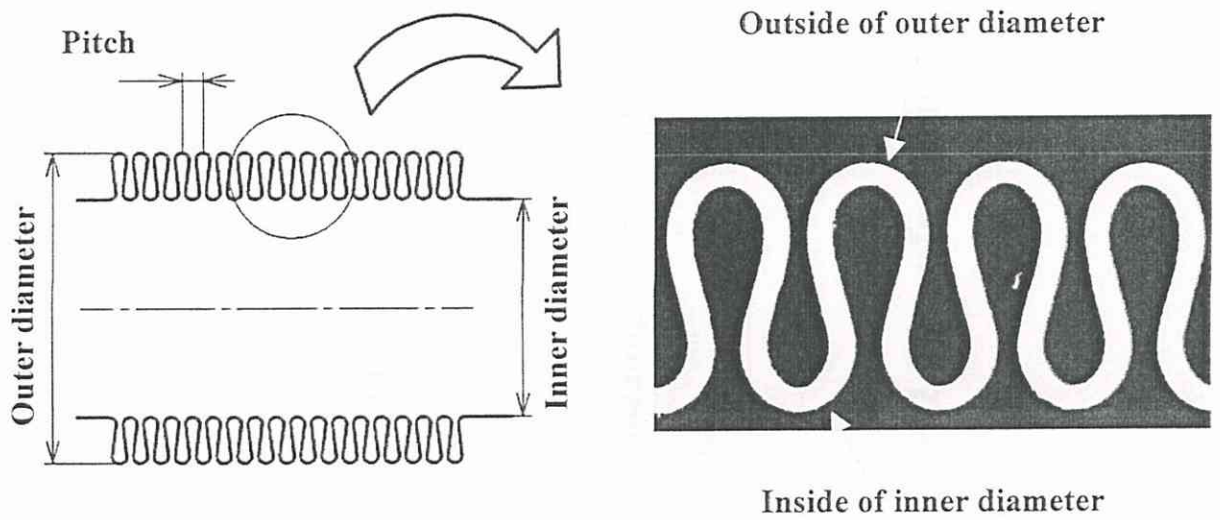
予想される。しかし、今回の結果から特に加工度の低い谷部においても、山部と同じ大きな残留応力が形成できたことが予想され、このことが疲労強度向上に対して大きく寄与していると考えられる。

6.5 結言

- (1) 従来ショットピーニングを行うことができなかった小径ベローズの内面に対し、反射板を設けた特殊なノズルを開発することでショットピーニングを可能とした。
- (2) そのために、ショットピーニングによってベローズ表面に -254MPa の圧縮残留応力が導入できた。そして、その残留応力は、疲労試験後もほとんど変わらず、解放されていなかった。その結果、ショットピーニングなしのベローズの 10^7 回の疲労限度が 240MPa に対してショットピーニングしたベローズのそれが 420MPa となり、 1.75 倍の大幅な疲労強度向上の効果が認められた。
- (3) 投射圧力とガラスビーズ径と疲労強度の関係では、投射圧力が高くなるにつれて疲労強度が向上する傾向にあった。この傾向は、特にガラスビーズ径が大きいほど顕著に認められた。この結果の中では、投射圧力 0.7MPa 、ガラスビーズ径 $97\mu\text{m}$ が最適なショットピーニング条件といえる。
- (4) (3)のショットピーニング条件が最も疲労強度が高かった理由として、表面粗さが最も小さいこと、および残留応力が深く入っているためにマイクロクラックの進展を抑制できたことが考えられる。
- (5) 素材硬さが異なる板厚 2mm の短冊形試験片を用いた実験では、ショットピーニング加工後の表面硬さや残留応力は、素材硬さの影響を受けずに同じ値であった。特に加工度の低い谷部においても、ショットピーニングによって山部と同じ硬さおよび残留応力が形成されていることが予想され、このことが疲労強度向上の理由と考えられる。



(a) Appearance photograph



(b) Cross section

Fig.6.1 Metal bellows

Table 6.1 U-shaped bellows specifications

Outer diameter (mm)	20
Inner diameter (mm)	14
Thickness (mm)	0.3
Pitch (mm)	1.5
Hardness	Outer diameter 325HV
	Inner diameter 275HV
Material	SUS304

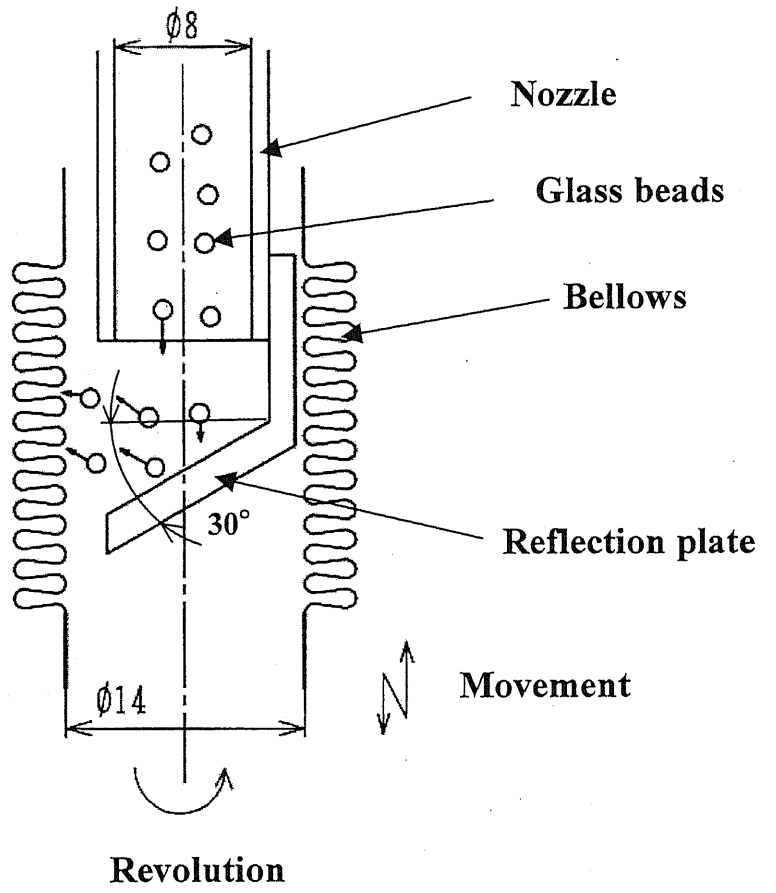


Fig.6.3 Reflection shot peening system

Table 6.2 Conditions of shot peening processes

Pressure (MPa)	0.1~0.7
Peening time (s)	Outer diameter 120
	Inner diameter 240
Nozzle diameter (mm)	Outer diameter 9
	Inner diameter 8
Glass beads size (μm)	38~215
Hardness	550HV

Table 6.3 X-Ray stress measurement conditions

Characteristic X-ray	MnKα
Diffraction	γ-Fe311
Diffraction angle 2θ (°)	153.3
Tube voltage (KV)	40
Tube current (mA)	25
Collimator (mm)	ϕ 0.5

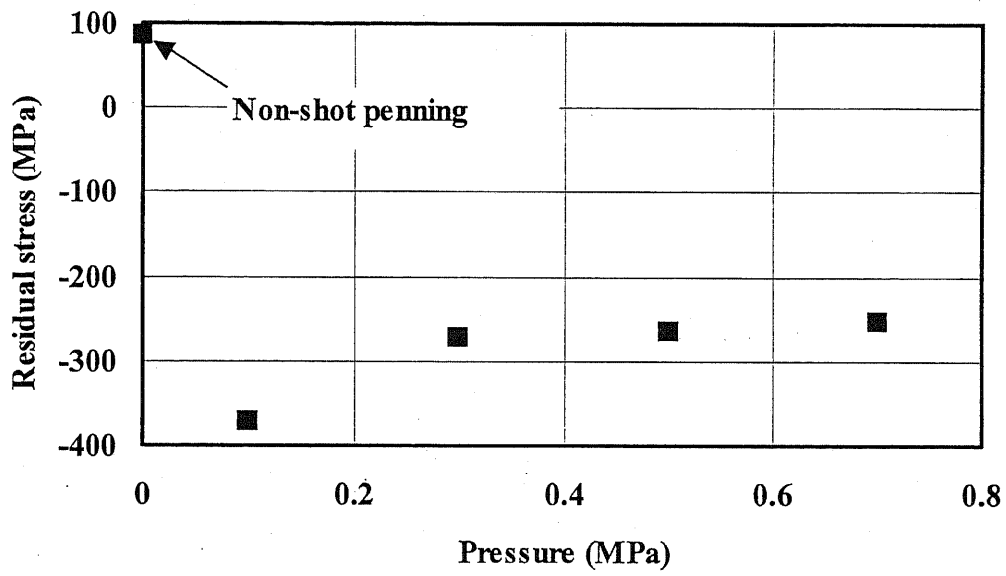


Fig.6.4 Relationship between residual stress and pressure (Glass beads size 97 μ m)

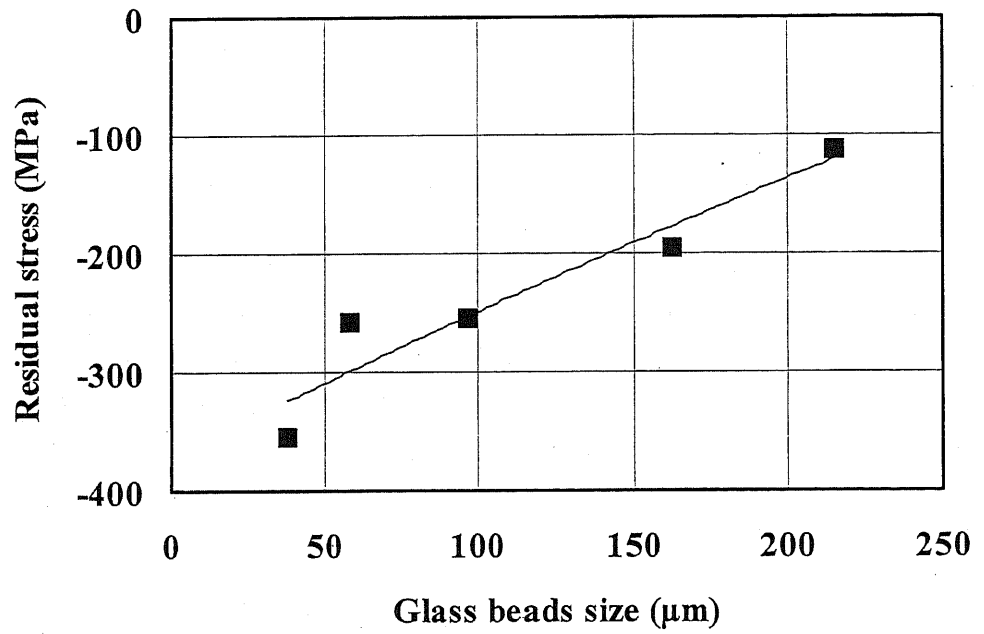


Fig.6.5 Relationship between residual stress and glass beads size (Pressure 0.7MPa)

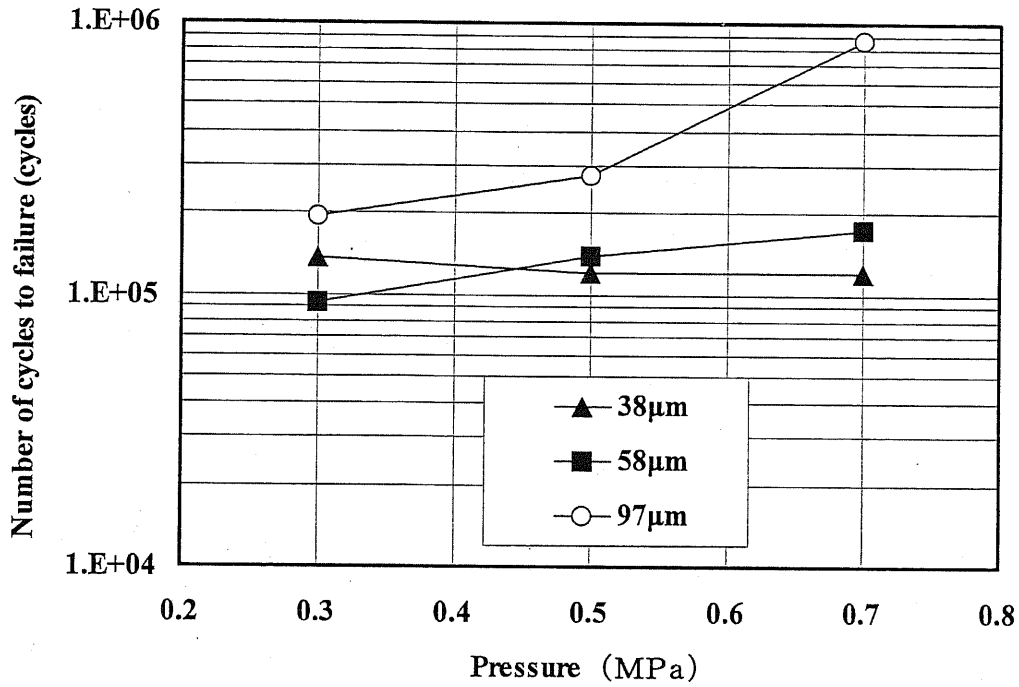


Fig.6.6 Relationship between number of cycles and pressure (Stress condition 485 ± 485 MPa)

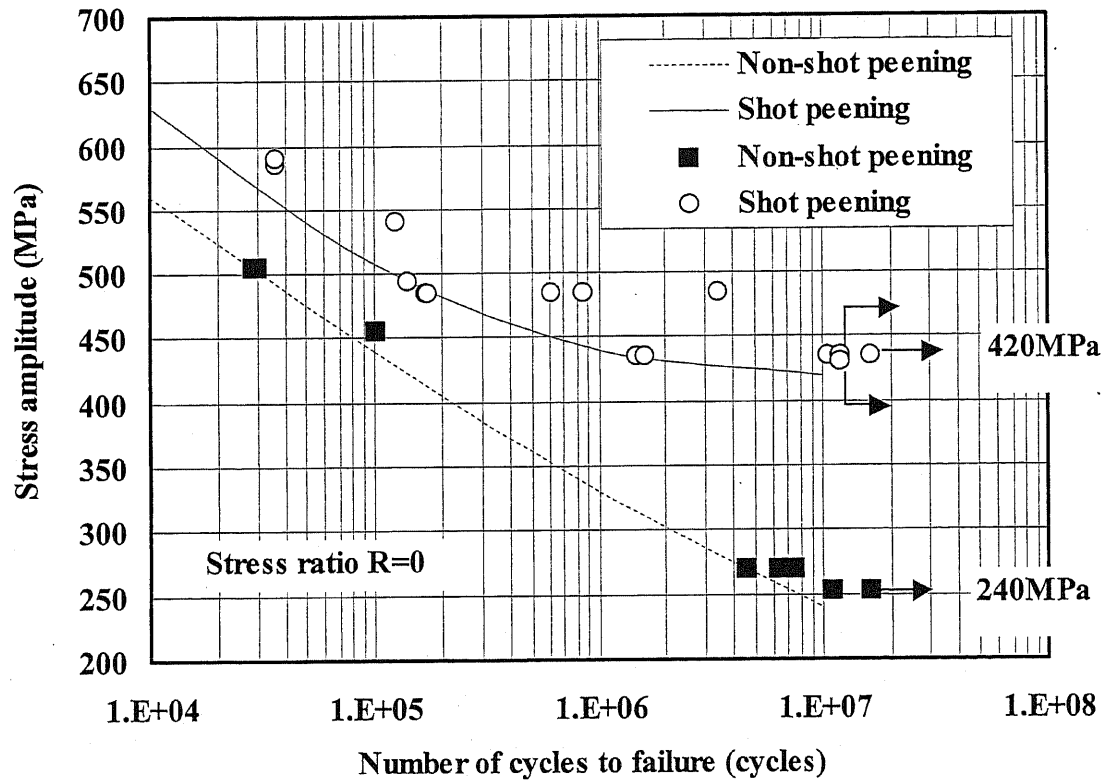


Fig.6.7 SUS304 S-N diagram
(Pressure 0.7 MPa, Glass beads size 97 μm)

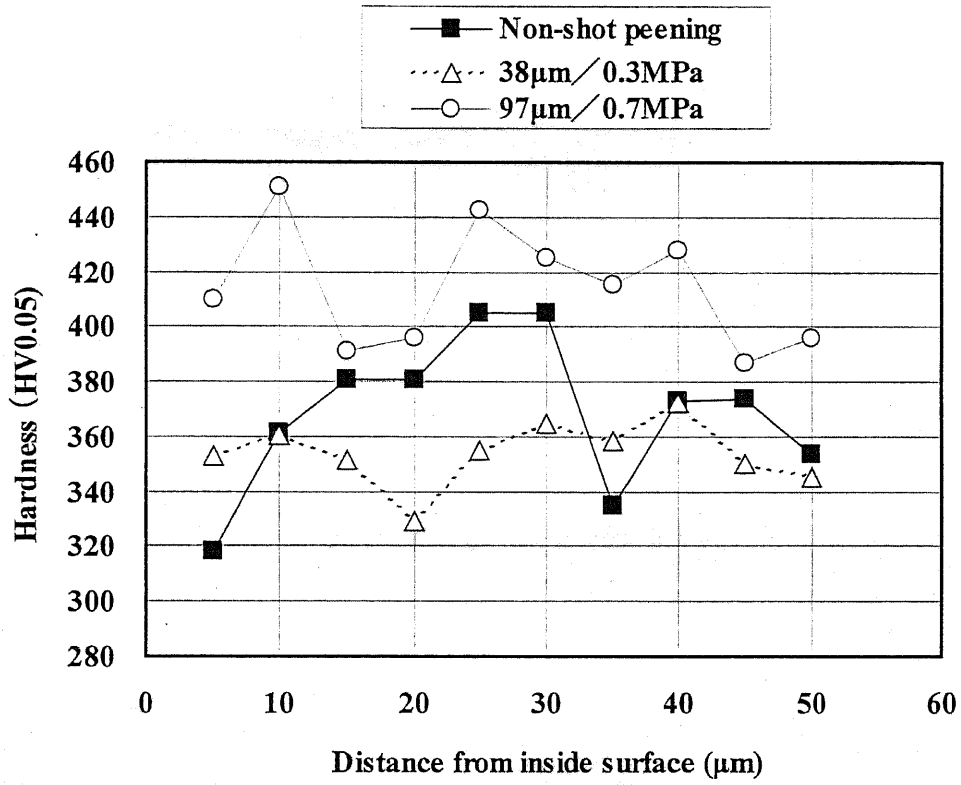


Fig.6.8 Hardness distributions of inner diameter

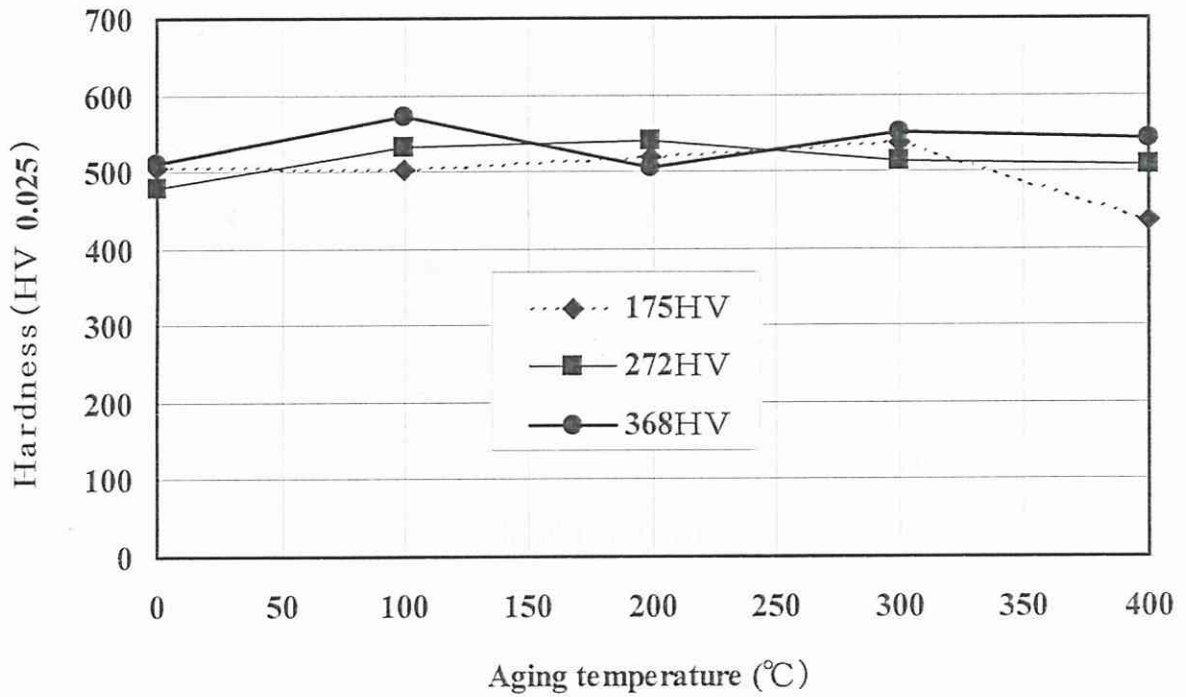
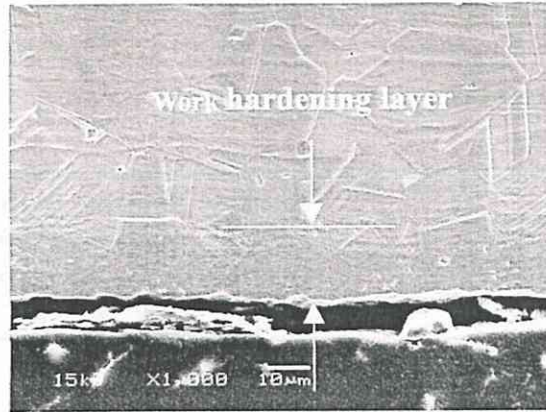


Fig.6.9 Relationship between aging temperature and surface hardness after shot peening


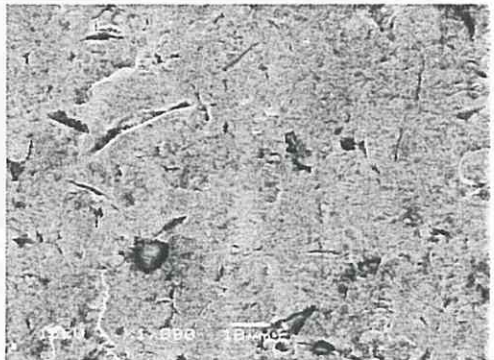
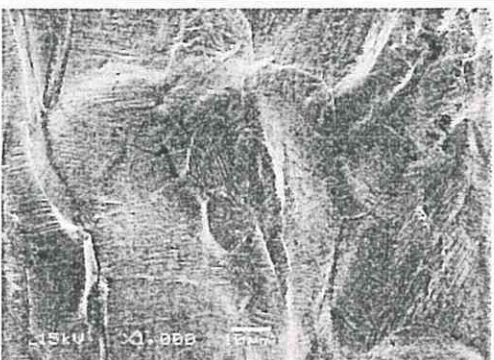
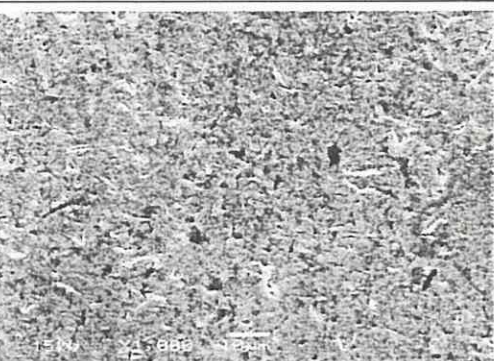
Outer diameter	Before Shot peening	
	After Shot peening	
Inner diameter	Before Shot peening	
	After Shot peening	

Fig.6.10 SEM observation of bellows surface before and after shot peening

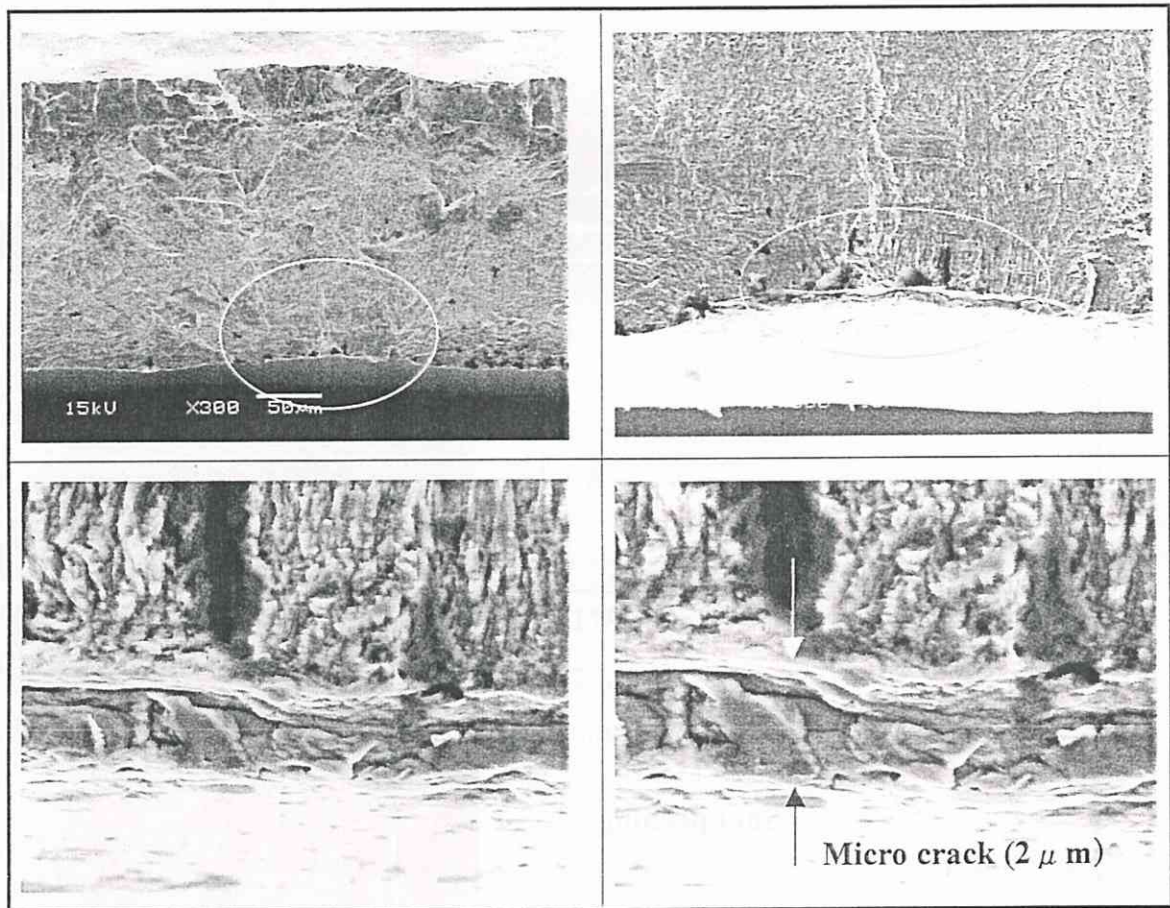


Fig.6.11 SEM observation of fatigue fracture surfaces

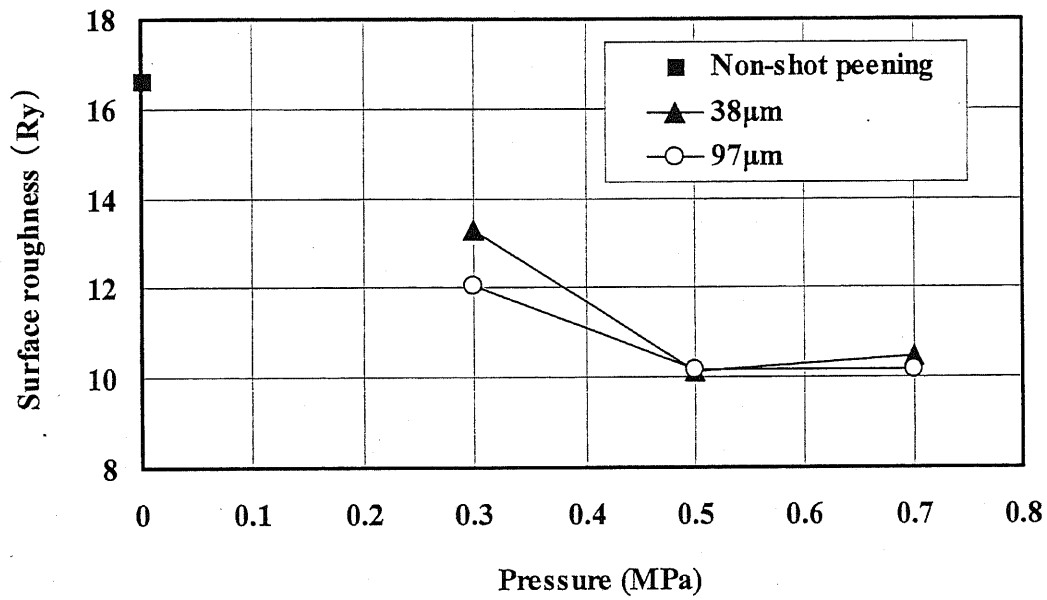


Fig.6.12 Relationship between surface roughness and pressure

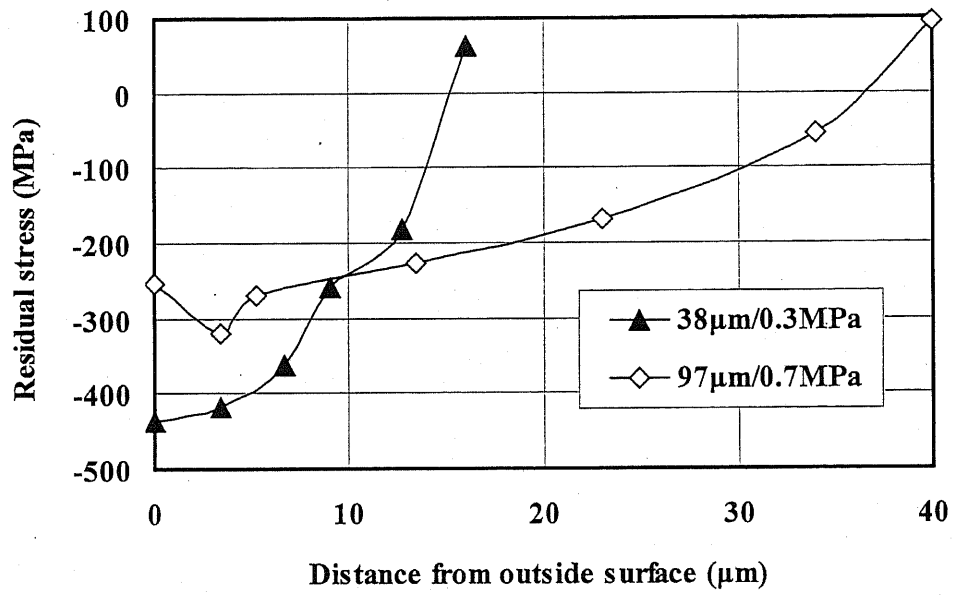
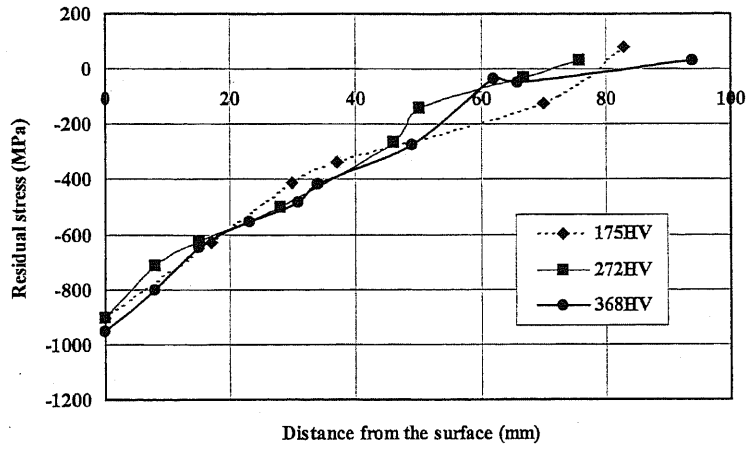
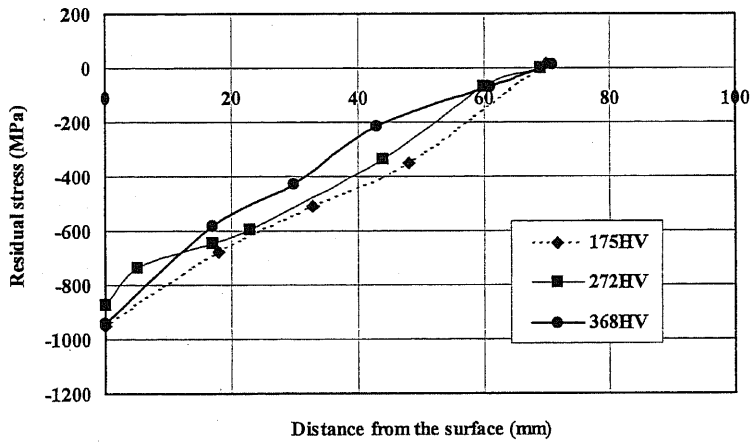


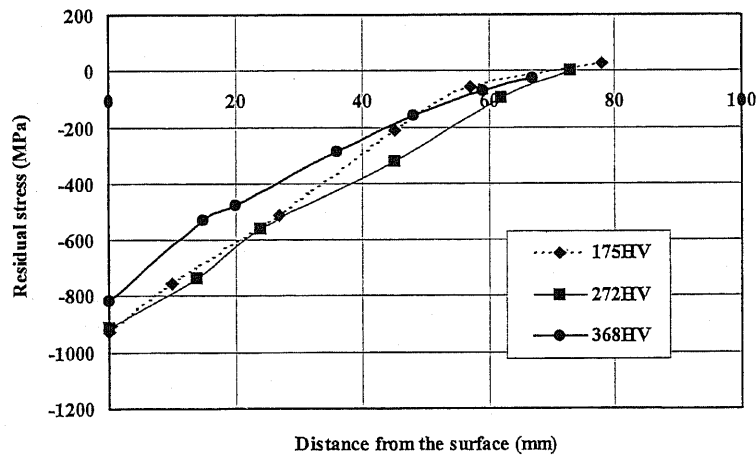
Fig.6.13 Distribution of residual stress of metal bellows before fatigue test



(1) Low annealing temperature 400°C



(2) Low annealing temperature 470°C



(3) Low annealing temperature 550°C

Fig.6.14 Residual stress distributions of SUS304 plate

参考文献

- 1) 小木曾克彦, 第37回 X線材料強度に関するシンポジウム講演論文集, (2001)
- 2) H.Ishigami, K.Matsui, Y.Jin, K.Ando, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structure, 23 (2000), 959-963.
- 3) 高橋茂信, 橋本宗到, 広瀬元, 佐々木敏彦, 日本機械学会論文集(A編), 66-646 (2000), 101.
- 4) 山田凱朗, 石田雅昭, 宇津巻和宏, 鈴木博, 寺床圭一郎, ばね技術研究会 1999年度春季講演会講演論文集, (1999), 31.

第7章 高強度材 SUS631 を用いた金属ベローズの疲労強度向上

7.1 緒言

これまでに、第5章では金属ベローズの材料であるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の結晶粒径を約 $12\mu\text{m}$ と微細化することによって、金属ベローズの疲労強度を大幅に向上できることを報告している。また第6章では、小径の金属ベローズの内面に反射板を用いたショットピーニング加工を行うことにより、金属ベローズの疲労強度を向上できることを見出した。本章では、金属ベローズの疲労強度をさらに向上させるために、金属ベローズの材料に SUS304 よりも静的強度が高いセミアーステナイト系析出硬化型ステンレス鋼 SUS631 を用いた。SUS631 は、成形時にはオーステナイト系ステンレス鋼のように成形しやすく、使用時にはマルテンサイト系ステンレス鋼のように高強度であるという目的で開発された材料である¹⁾。結晶粒径は、第5章と同じように焼鈍温度を変えることによって粒成長の調整を行い、最適な結晶粒径を求めた。静的強度は、成形後に行う析出時効処理によって増加させた。これに第6章で述べた反射板を用いたショットピーニング加工を行い、金属ベローズの疲労試験を実施した。

7.2 実験方法

7.2.1 試験片

材料は、SUS631 (JIS G 4305) を用いた。Table 7.1 にその化学成分、Table 7.2 にその機械的性質を示す。試験片は、第5章の Fig.5.1 と同じ内外径、板厚の金属ベローズ（以下、ベローズと記す）を用いた。Table 7.3 にベローズの諸元を

示す。ベローズの各部の名称および製造方法は、第5章の5.2.1項と同じである。

7.2.2 実験方法

Fig.7.1 に、ベローズの製造工程を示す。造管後、回転しごき加工によって溶接パイプに13%の冷間圧延加工（板厚を0.15mmから0.13mmへとする）を施した。次に加工硬化した材料を軟化させるために光輝焼鈍（Bright Annealing、以下BAと記す）を行った。第5章同様、BA温度を変えることによって結晶粒の調整を行った。BA温度は、1050℃、1000℃、950℃の3条件とした。保持時間は、すべて4分間とした。焼鈍されたパイプを用いてベローズを成形した後、480℃で60分間の析出時効処理を大気中で行った。そして、最後にショットピーニングを行った。ショットピーニング方法は、第6章と同じ反射ピーニング法である。Table7.4に、実験で得られた最適なショットピーニング条件を示す。

7.2.3 結晶粒径調査方法

結晶粒径観察は、JIS G 0571 ステンレス鋼の10%しゅう酸エッチ試験方法を用いて腐食後、光学顕微鏡を用いて実施した。平均結晶粒径は、JIS G 0551 鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法の計数方法によって求めた。この時、結晶粒界をはっきりさせるために650℃で10時間の鋭敏化熱処理を実施した。

7.2.4 硬さ測定方法

硬さ測定には、ビッカース硬さ試験機（アカシMVK-H300）を用いた。パイプ硬さおよびベローズの硬さ分布は、板厚中心部を試験力1.96Nで測定した。ショットピーニング後の表面付近の硬さ分布としては、ベローズ表面から板厚中心に向かって試験力0.245Nで測定した。

7.2.5 残留応力および残留オーステナイト測定方法

残留応力の測定には、X線応力測定法を用いた。Table7.5に、X線応力測定

条件を示す。残留オーステナイト量の測定には、特性 X 線 Cr-K α を用いて α -Fe211 と γ -Fe220 回折面の積分強度の比から残留オーステナイト量を算出した。

7.2.6 疲労試験方法

疲労試験には、変位制御のクランク方式の疲労試験機を用いた。周波数は 4Hz、疲労試験条件は、式(5-1)を用いて変位を応力換算し、応力比 R=0 である。疲労試験は、室温、大気中で行った。

7.3 実験結果

7.3.1 結晶粒微細化に関する実験結果

(1) BA 温度と結晶粒径の関係

Fig.7.2 に、BA 温度と結晶粒径の関係を示す。Fig.7.3 は、微視組織の顕微鏡写真である。結晶粒径は、BA 温度が下がるにつれて小さくなる傾向が認められる。この結果から、BA 温度の調整による結晶粒径の微細化は、SUS304 の時と同じように 12 μ m 前後が限界であるといえる²⁾。そして、BA 温度は、結晶粒径が最も小さかった 950°C を選択した。

(2) BA 温度とパイプ硬さの関係

Fig.7.4 に、BA 温度とパイプ硬さの関係を示す。今回の BA 温度の範囲内では、大きな硬さの相違は認められない。また、溶接部と母材部の硬さが同じであることから、パイプ全体が均一な硬さになっているといえる。

(3) 時効処理がベローズ硬さに及ぼす影響

Fig.7.5 に、時効処理前後のベローズの硬さ分布を示す。時効処理条件は、480°C、1 時間である。バルジ加工の影響で山部は、谷部に比べて硬さが高くなっている。ベローズの硬さが、時効処理によって全体的に高くなっていることが分かる。特にベローズ成形時の加工度が高い山部および有効径部は、加工度の低い谷部に比べて硬さが増加する割合が大きい。Fig.7.6 は、同じ BA 温度で同じ加

工を実施した場合の SUS631 と SUS304 のベローズの硬さ分布を比較した結果である。SUS631 ベローズは、SUS304 ベローズに比べて、すべての領域において硬さが高くなっている。これは、時効処理の影響であり、材料として SUS631 を用いて時効処理を行うことによって、ベローズの硬さを上げることができた。

(4) ショットピーニングがベローズ表面硬さに及ぼす影響

Fig.7.7 は、ショットピーニング前後のベローズ表面の硬さ分布を測定した結果である。谷部は、ショットピーニングによって表面から $40\mu\text{m}$ の深さまで加工硬化している。逆に山部は、ほとんど硬さの変化が認められない。

7.3.2 ショットピーニングに関する実験結果

(1) ショットピーニング条件違いによる残留応力とベローズ自由長の関係

Fig.7.8(1)および(2)は、ショットピーニング条件の中で特に重要な因子である投射圧力とガラスビーズ径とベローズ表面の残留応力値とベローズ自由長の関係を示す。ベローズにおける理想的な残留応力分布とは、第6章で述べたように、表面は多少圧縮残留応力が低くても、深い圧縮残留応力であるといえる。そのうえでベローズとしては、自由長が高い、比例限の大きいベローズといえる。これら両方を満足する最適なショットピーニング条件とは、投射圧力が 0.3MPa で、ガラスビーズ径が $97\mu\text{m}$ であるといえる。同じショットピーニング条件で加工した場合のベローズの残留応力を比較すると、SUS304 が -350MPa に対して SUS631 が -500MPa であり、SUS631 の圧縮残留応力は SUS304 のそれに比べて硬さが高いため、約 40%大きい。

(2) ショットピーニングと残留オーステナイト量の関係

Table7.6 に、ショットピーニング前後の SUS631 と SUS304 のベローズ表面の残留オーステナイト量を測定した結果を示す。SUS631 の残留オーステナイト量は、SUS304 に比べて非常に少ないことから、ほとんどがマルテンサイト組織であると推定される。SUS304 では、残留オーステナイト量が、ショットピーニング前には約 37%存在するが、ショットピーニングによってオーステナイトからマルテンサイトに相変態したため減少していると考えられる。逆に

SUS631 では、ショットピーニングによる相変態がほとんど発生していないと考えられる。

(3) ショットピーニングと表面粗さの関係

Table7.7 に、ショットピーニング前後における SUS631 と SUS304 のベローズの表面粗さを測定した結果を示す。疲労試験における起点部が、谷部の内側表面であることから谷部の表面粗さに着目した。SUS631 は、ショットピーニング前後で粗さの変化は認められない。これに対して SUS304 は、ショットピーニングによって粗さが増加している。

7.3.3 疲労試験結果

Fig.7.9 に、SUS631 のベローズの疲労試験結果を示す。図中には、第5章で述べた、材質が SUS304 で結晶粒径が $35\mu\text{m}$ と $12.4\mu\text{m}$ の疲労試験結果、および材質が SUS304 で結晶粒径が $12.4\mu\text{m}$ のベローズにショットピーニングした結果も合せて示す。最も疲労強度が低いベローズが、材質が SUS304 で結晶粒径が $35\mu\text{m}$ の条件であり、この場合の 10^7 回の疲労限度が 240MPa である。次に疲労強度が低いのが、材質が SUS304 で結晶粒径が $12.4\mu\text{m}$ の条件であり、疲労限度が 430MPa である。その次に疲労強度が低いのが、材質が SUS304 で結晶粒径が $12.4\mu\text{m}$ のベローズに、ショットピーニングした条件であり、疲労限度が 500MPa である。そして最も疲労強度が高いのが、高強度ステンレス鋼 SUS631 を用いて結晶粒径を $12\mu\text{m}$ と微細化し、ショットピーニングした条件であり、疲労限度が 585MPa である。

7.4 考 察

SUS631 ベローズにショットピーニングした 10^7 回の疲労限度が 585MPa、SUS304 ベローズのそれが 500MPa であり、疲労限度が 1.17 倍向上している。この理由について硬さ、残留応力、表面粗さの観点から考察を行った。Fig.7.10

に、破壊の起点を SEM で観察した結果を示す。このペローズも含めてほとんどの起点が、谷部内側の表面であったためその部分に着目して考察を行った。

7.4.1 硬さの影響

第5章では、結晶粒径を微細化することによって、1~2 結晶粒径程度伝播するステージ I のせん断型き裂長さが短くなり、またペローズ表面の粗さが低下し、応力集中の低減によりペローズの疲労限度が向上したことを述べた²⁾。第6章ではショットピーニングによってペローズに大きな圧縮の残留応力が導入できたことによってペローズの疲労限度が向上したことを述べた³⁾。本章では、これらに加えて材料として高強度材を用いたため、硬さの増加が疲労強度向上に対して大きな影響を及ぼしていることが予想される。そこでまず初めに、硬さの影響について検討を行った。

ショットピーニング前のペローズでは、Fig.7.6 で述べたように SUS631 のペローズは、SUS304 に比べて谷部の硬さが平均で約 90HV 高くなっている。これは、Fig.7.5 で述べたように SUS631 では、冷間加工により加工誘起マルテンサイトが生成された後の時効処理によって、マルテンサイト相から金属間化合物 Ni_3Al が析出されたために硬さが高くなったと考えられる⁴⁾。ショットピーニング後の谷部内側の硬さは、Fig.7.7 で述べたように、表面から深さ $40\mu\text{m}$ の範囲において硬さが約 100HV 加工硬化した。以上のように、①時効処理によって硬さが増加したこと、②ショットピーニングによって谷部内側の表面が大きく加工硬化したことによって SUS631 ペローズの谷部内側の硬さが 460HV となり、SUS304 ペローズの 310HV に比べて高くなったことが、疲労強度が向上した理由の一つと考えられる。

7.4.2 残留応力の影響

ショットピーニングによって形成される圧縮の残留応力は、材料硬さが高くなるにつれて大きくなることを第2章で明らかにした⁵⁾。つまり硬さが高い SUS631 は、SUS304 に比べて大きい圧縮残留応力を形成することが可能な材料

である。そこで同じショットピーニング条件で加工した場合のベローズの残留応力を比較すると、SUS304 が-350MPa に対して SUS631 が-500MPa であり、SUS631 の圧縮残留応力は SUS304 のそれに比べて、約 40%大きいことが分かった。このことが、SUS631 ベローズが SUS304 ベローズに比べて疲労強度が向上した理由の一つと考えられる。SUS304 では Table 7.6 で述べたようにショットピーニング後に残留オーステナイトが多く残っていることが、圧縮残留応力が小さい原因と考えられる。

7.4.3 表面粗さの影響

Table 7.7 で述べたように、SUS631 ベローズの谷部の表面粗さは、SUS304 ベローズに比べて多少低いことが、SUS631 ベローズの疲労強度が優れている理由の一つと考えられる。

7.4.4 疲労限度と静的強度の比

これまでに SUS631 ベローズの疲労強度が SUS304 ベローズに比べて向上した理由として、時効処理による硬さの増加とショットピーニングによる表面の加工硬化、そして圧縮残留応力の増加の効果が大きいと述べてきた。硬さが疲労限度へ及ぼす影響は、硬さと疲労限度は比例関係にあることから、谷部の板厚中央の平均硬さで比較すると 1.39 倍になることが予想される。これに対して全体で 1.17 倍の効果しか得られていない。回転曲げ荷重下での疲労限度と引張強さとの比は、 γ 系ステンレス鋼が 0.38、マルテンサイト系ステンレス鋼が 0.52 である⁶⁾。Table 7.8 に、今回の一連の疲労限度と引張強さの強度比を示す。SUS631 のベローズの強度比が 0.58、SUS304 のベローズのそれが 0.7 であり、SUS631 は SUS304 に比べて強度比が小さくなっている。これは、一般に材料硬さに比例して疲労限度は増加するが、高硬度になると回転曲げ、引張圧縮およびねじりともに平衡状態になってくる⁷⁾。SUS631 ベローズ谷部のショットピーニング面の硬さは 450HV であり、疲労限度の増加が緩やかになる硬さ領域に近づいているためと考えられる。これは、硬さが高くなったことによって表面粗

さが切欠き効果として現れやすくなったこと、およびじん性が低いためステージⅡのき裂進展速度が速くなったことが理由として考えられる。

7.5 結 言

材料には SUS631 を用いて、まず BA 温度と結晶粒径の関係を調べた。微細化したパイプを用いてベローズを成形した後に、時効処理を行い、最後にショットピーニングしたベローズの疲労試験を実施した。得られた結果をまとめると、以下のとおりである。

- (1) 結晶粒径は、BA 温度を下げるにつれて小さくなる傾向にあるが、SUS304 同様に $12\mu\text{m}$ が結晶粒微細化の限界であった。BA 温度は、結晶粒径が最も小さくなる 950°C を選択した。
- (2) ショットピーニングによって形成される SUS631 ベローズの圧縮残留応力は、SUS304 ベローズに比べて約 40% 大きい。これは、時効処理によって硬さが増加したためと考えられる。
- (3) 最適なショットピーニング条件は、表面の残留応力値とベローズの自由長の関係から、投射圧力が 0.3MPa 、ガラスビーズ径が $97\mu\text{m}$ であることが明らかになった。
- (4) 疲労試験の結果、SUS631 ベローズの 10^7 回の疲労限度が 585MPa であり、SUS304 ベローズのそれよりも、疲労限度が 1.17 倍向上した。疲労限度向上の理由は、①折損位置である谷部の硬さが時効処理によって 50HV 増加したこと、②そのうえさらにショットピーニングによって起点部の谷部内側が 100HV 加工硬化したためと考えられる。また、SUS631 ベローズでは SUS304 ベローズに比べて、圧縮残留応力が約 150MPa 大きいこと、およびショットピーニング後の表面粗さが低いことも疲労強度向上の理由として考えられる。
- (5) しかし、疲労限度と引張強さの比で比較すると、SUS304 ベローズが 0.70

であるのに対して、SUS631 ベローズが 0.58 であり、SUS631 は SUS304 に比べて低い結果である。SUS631 は、硬さが高くなったことによって表面粗さが切欠き効果として現れやすくなったこと、およびじん性が低いためステージⅡのき裂進展速度が速くなったことが理由として考えられる。

Table 7.1 Chemical composition of SUS631 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al
0.08	0.31	0.95	0.025	0.001	7.26	16.28	1.05

Table 7.2 Mechanical properties of SUS631

Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Vickers Hardness (HV0.5)
1002	24	156

Table 7.3 U-shaped bellows specifications

Outer diameter (mm)	25.6
Inner diameter (mm)	18
Thickness (mm)	0.13
Pitch (mm)	2
Hardness	Outer diameter 530HV
	Inner diameter 310HV

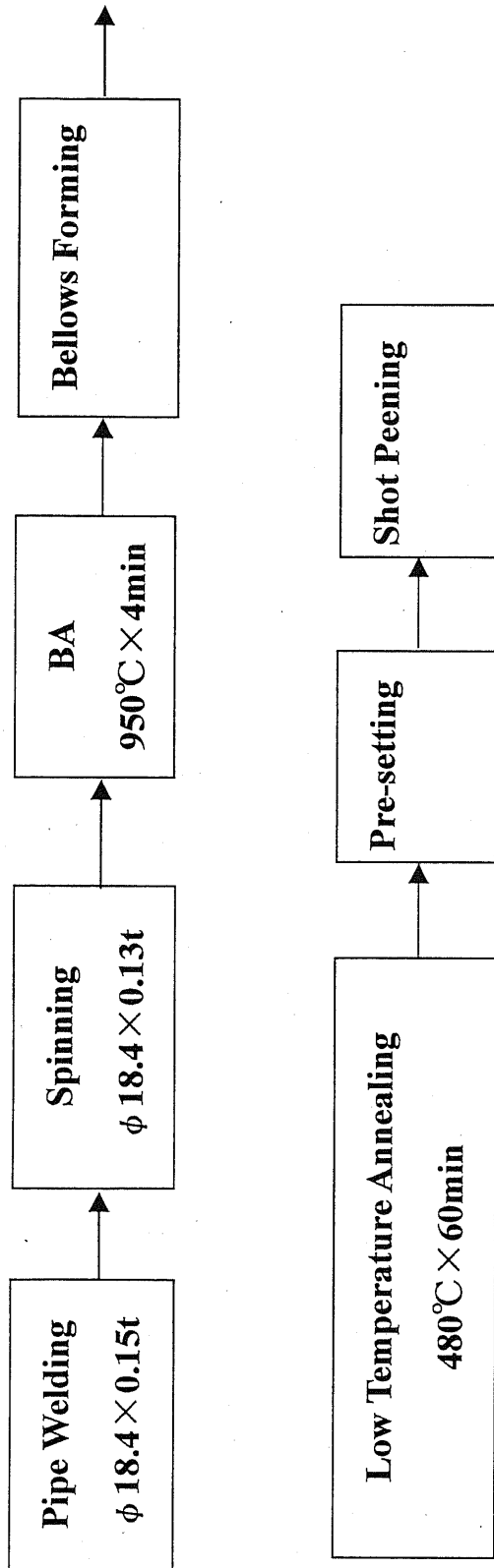


Fig.7.1 Manufacturing process of bellows

Table 7.4 Optimum shot peening conditions

Machine	Suction
Air pressure (MPa)	0.3
Project amount (kg/min)	0.85
Shot size (μm)	97
Hardness of shot	550HV
Arc height	0.146mmN
Peening time (s)	Outer diameter 120
	Inner diameter 240
Nozzle diameter (mm)	Outer diameter 9
	Inner diameter 8

Table 7.5 X-Ray stress measurement conditions

Characteristic X-ray	CrK α
Diffraction	α -Fe211
Diffraction angle 2θ (°)	156.4
Tube voltage (KV)	30
Tube current (mA)	20
Collimator (mm)	ϕ 0.5

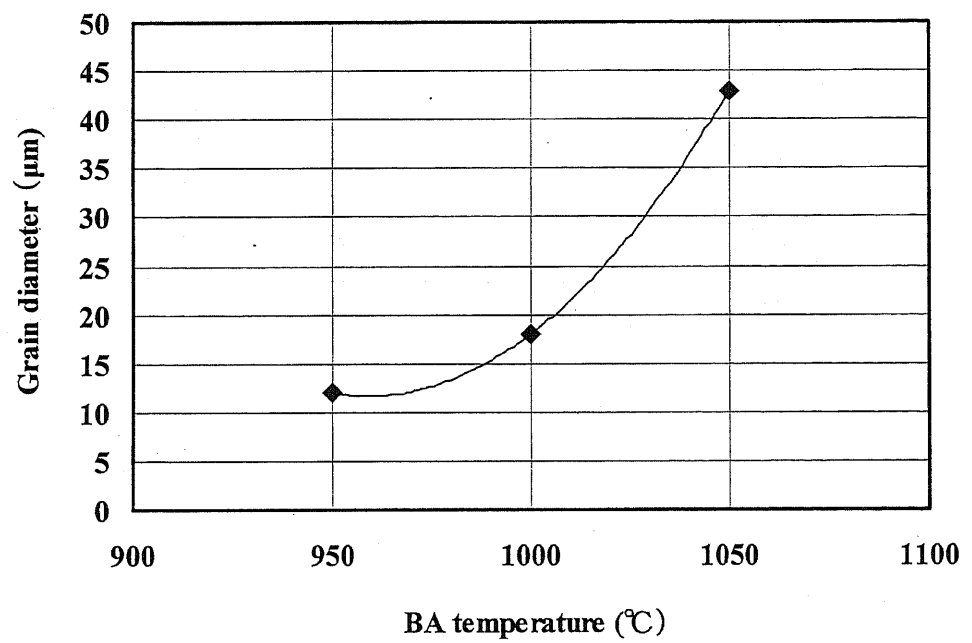


Fig.7.2 Relationship between grain diameter and BA temperature

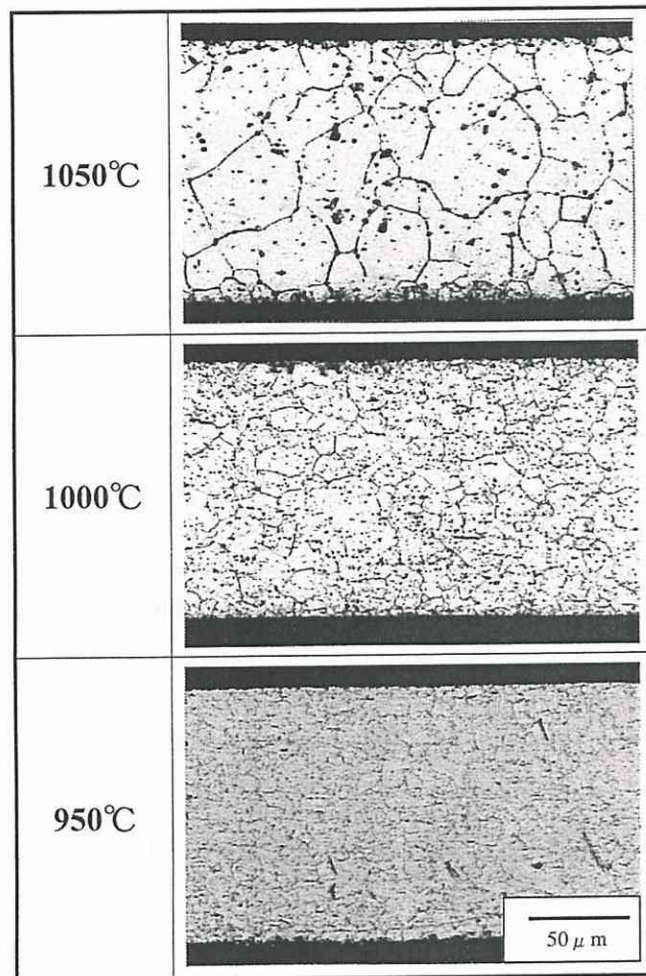


Fig.7.3 Optical micrographs of grain diameter

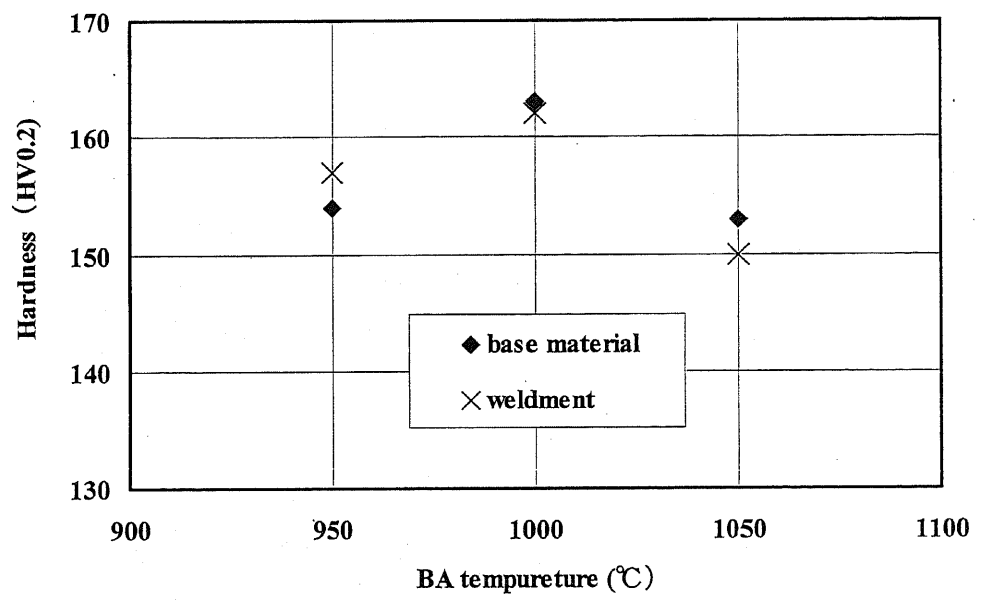


Fig.7.4 Hardness distribution of pipe

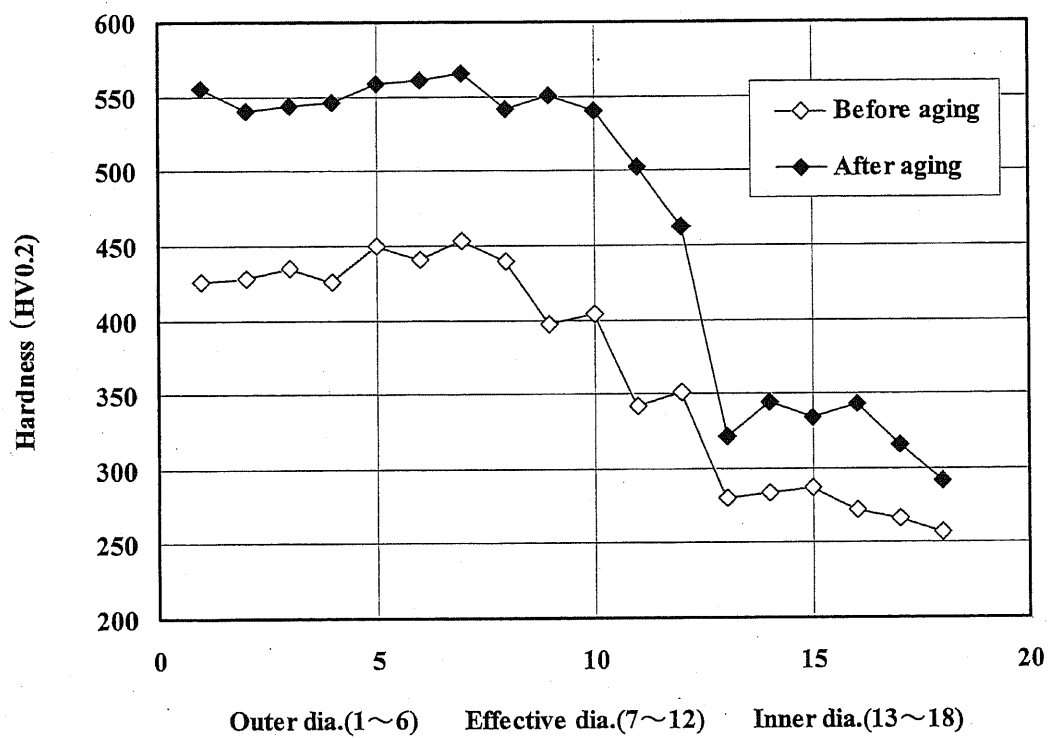


Fig.7.5 Hardness distribution of bellows

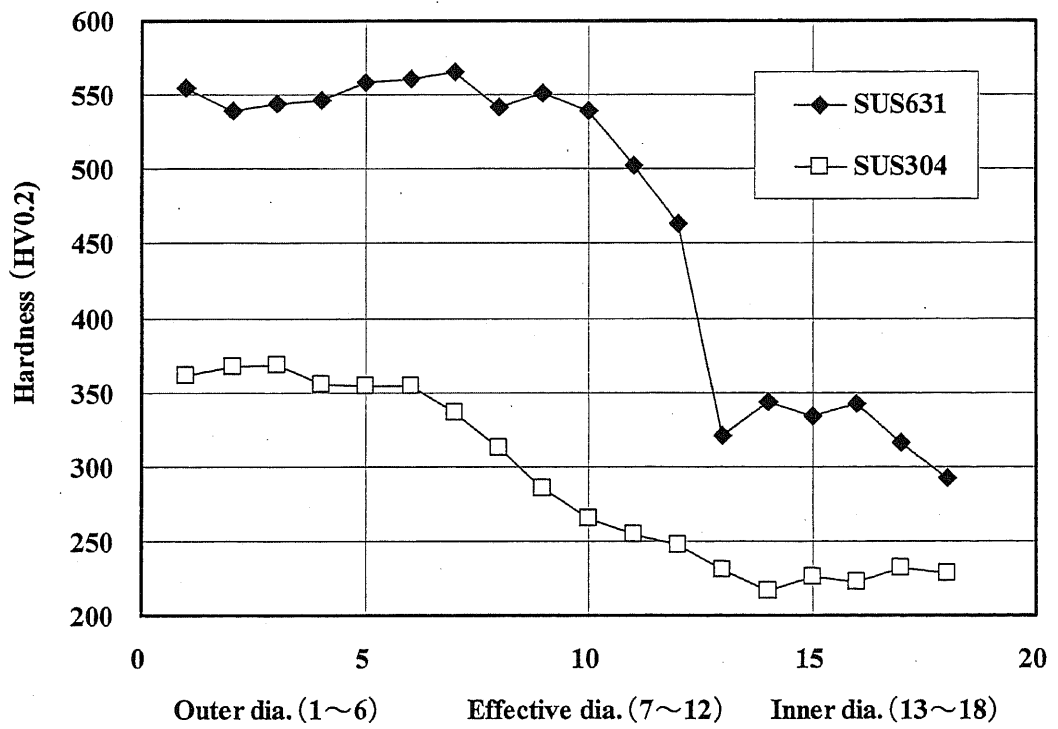


Fig.7.6 Hardness distribution of bellows

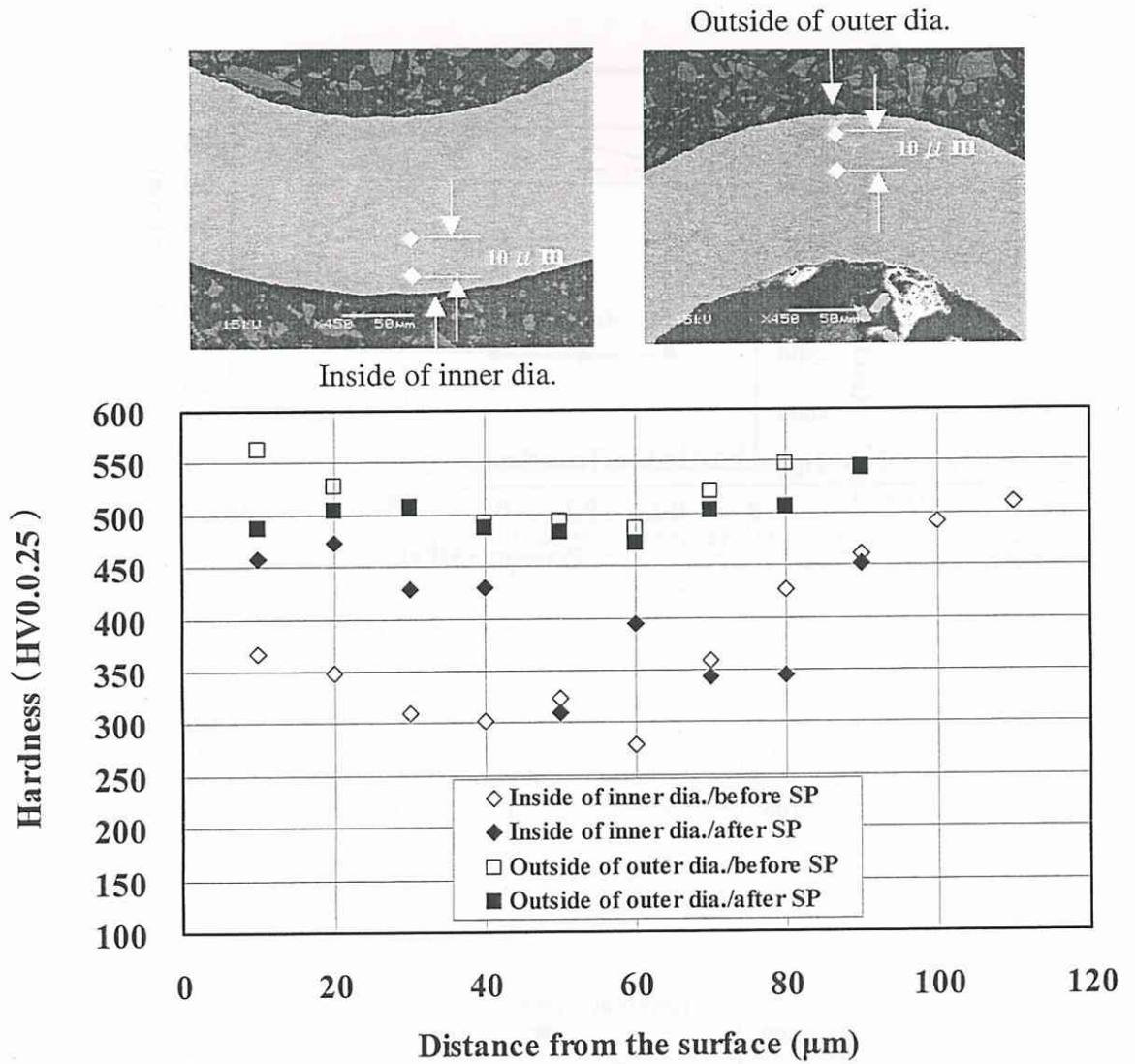
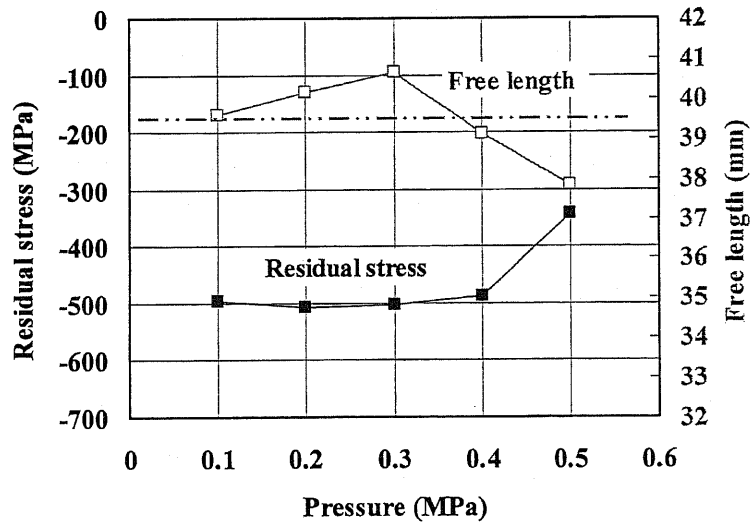
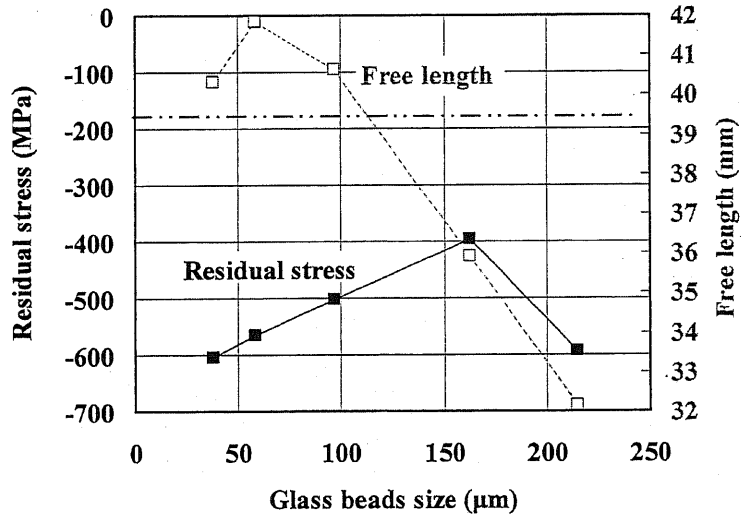


Fig.7.7 Distribution of hardness as a function of distance from the surface (BA950°C/SUS631)



(1) Relationship between residual stress and pressure (glass beads size 97 μm)



(2) Relationship between residual stress and glass beads size (pressure 0.3 MPa)

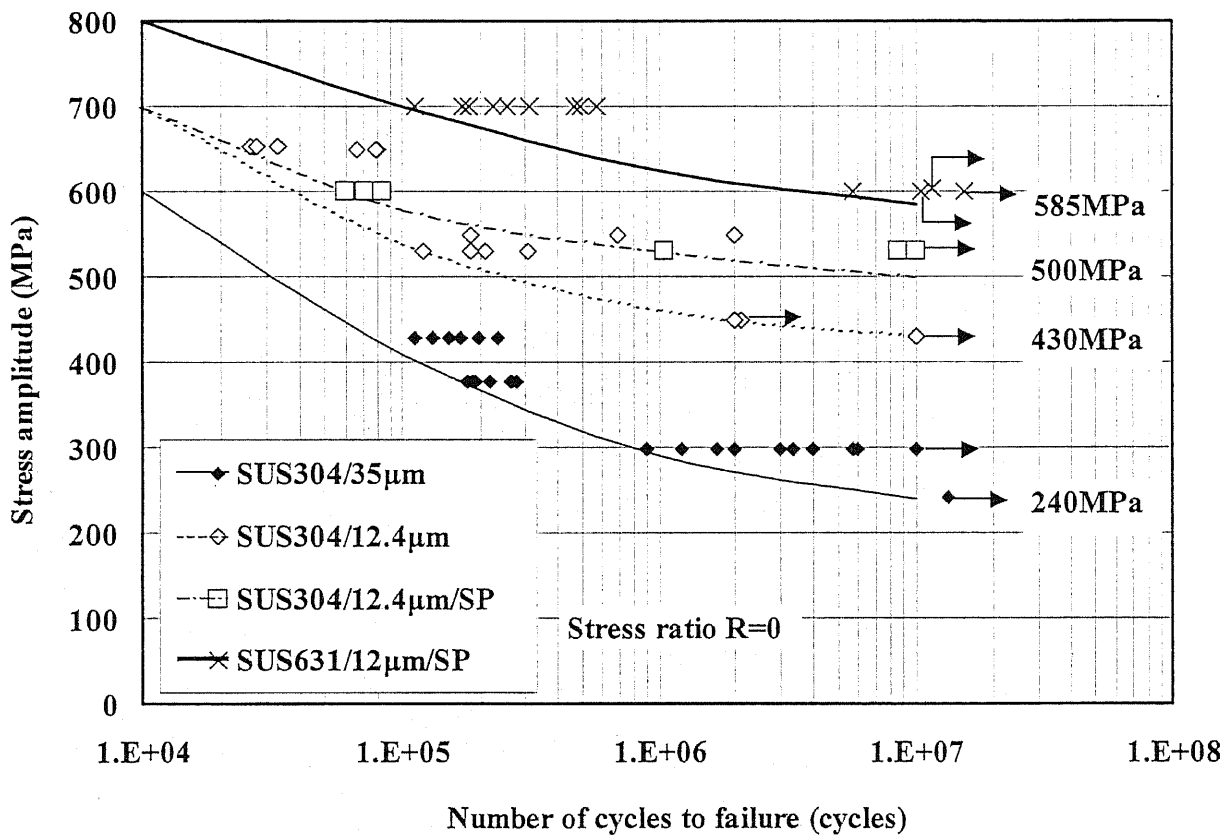
Fig.7.8 Relationship among shot peening conditions, residual stress and free length

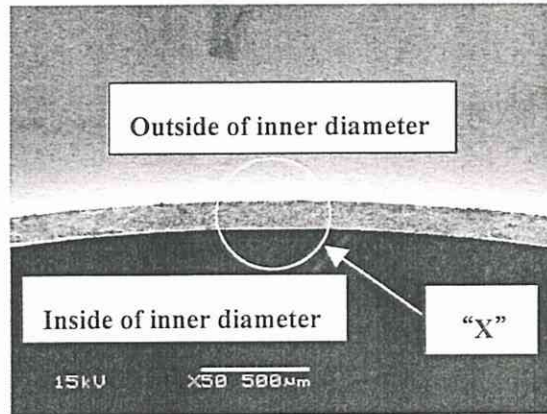
Table 7.6 Measuring results of retained austenite (%)

	SUS304		SUS631	
	Outer diameter	Inner diameter	Outer diameter	Inner diameter
Before SP	37.0	38.0	0.3	0.5
After SP	19.7	10.3	0.6	0.2

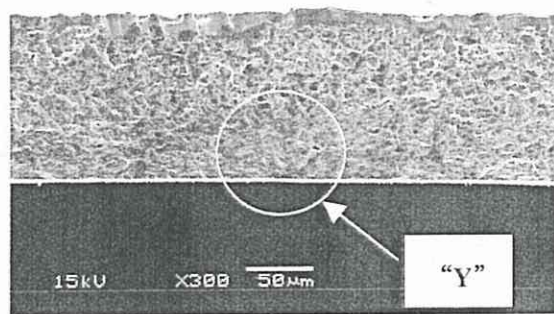
Table 7.7 Roughness of bellows surface (μm)

Material	Item	Outer diameter		Inner diameter	
		Before SP	After SP	Before SP	After SP
SUS631	Ra	0.47	0.71	0.94	0.81
	Ry	3.60	4.28	4.52	4.28
SUS304	Ra	0.77	0.89	0.49	1.04
	Ry	5.12	5.00	3.08	5.32

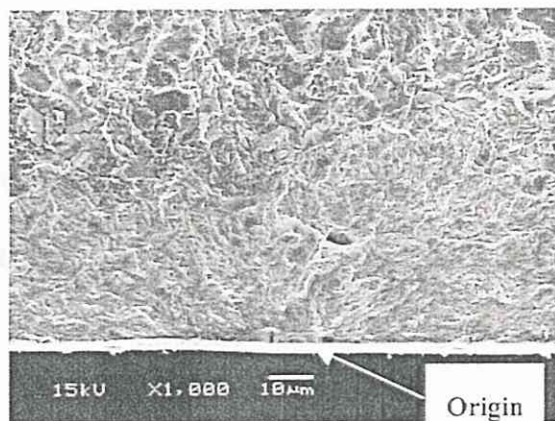




(a) Fatigue fracture surface



(b) Detail of "X"



(c) Detail of "Y"

Fig.7.10 Fatigue fracture surfaces

Table 7.8 Ratio of fatigue limit and tensile strength

	Fatigue limit : σ_w (MPa)	Tensile strength : σ_B (MPa)	Ratio σ_w / σ_B
SUS304 Grain diameter 35 μm Non-shot peening	240	645	0.37
SUS304 Grain diameter 12 μm Non-shot peening	430	715	0.60
SUS304 Grain diameter 12 μm Shot peening	500	715	0.70
SUS631 Grain diameter 12 μm Shot peening	585	1002	0.58

参考文献

- 1) ステンレス協会編，ステンレス鋼便覧一第3版，(1995)，p.646，日刊工業新聞社.
- 2) 岡田秀樹，安藤柱，ばね論文集 48 (2003)，1-6.
- 3) 岡田秀樹，丹下彰，安藤柱，ばね論文集 46 (2000)，27-31.
- 4) 碓井 信，神余隆義，日新製鋼技報，18 (1968)，40-50.
- 5) 岡田秀樹，丹下彰，安藤柱，圧力技術，41-5 (2003)，19-28.
- 6) 日本材料学会編，疲労設計便覧，(1995)，p.386，養賢堂.
- 7) 日本材料学会編，X線材料強度学，(1973)，p.108，養賢堂.

第8章 総括

近年、地球環境問題あるいは省資源問題などの観点から自動車部品の軽量化による燃費向上は重要な開発課題である。この課題を解決するためには、自動車部品の疲労強度向上させて設計応力を高くする必要がある。これまでに安藤らは、疲労強度向上指針として、①材料の降伏応力（硬さ）を、可能な限り高くすること、②可能な限り大きくて深い圧縮の残留応力を導入すること、特に細粒鋼の場合には最表面の圧縮残留応力を可能な限り大きくすること、③材料の結晶粒は、可能な限り小さくすること、という提案を行った。しかし、この指針の中では板厚や線径などの製品寸法、材質、および試験片硬さが変わった場合において、同じ疲労強度向上効果が得られるのか否かについては、明らかにされていなかった。そこで本研究では、製品寸法や材質、および材料硬さとショットピーニングにより形成される残留応力の関係を明確にすることを目的とした。また、脱炭がばねの疲労強度に及ぼす影響について定量的な解析を行った。その結果、製品寸法や材質、試験片硬さ、および脱炭層深さの違いによって、疲労強度と密接に関係している硬さ、残留応力、表面粗さおよび結晶粒径に及ぼす影響が異なることを明らかにした。そして、ここで得られた知見を自動車部品である巻ばねや金属ベローズに応用した結果、大幅な疲労強度向上が達成できた。得られた結論を以下に要約して総括する。

第1章は、序論であり、結晶粒径と疲労強度およびショットピーニングと疲労強度に関する従来の研究概要について述べた後、本研究の目的を明らかにして、本論文の概要について述べた。

第2章では、広範囲にわたる硬さの試験片を用意して各種ショットピーニングを行い、ショットピーニングにより形成される残留応力と材料硬さの関係について系統的に調査した。その結果、材料硬さが高くなるにつれて導入される

圧縮残留応力が増加することを明らかにした。また、この傾向は、ショットピーニング方法の違いによって導入される圧縮残留応力が異なっても同じであった。また、一般にショットピーニングによって形成される残留応力は、材料の降伏応力の約半分といわれているが、今回の実験でも1段ピーニングおよび2段ピーニングの場合には、比率は55%前後であり、同じ結果であった。しかし、4点曲げによる応力2段ピーニングの場合には、比率は83%と大きかった。これは、予応力を除荷する際に弾性変形による圧縮応力が重ね合されたためと考えられる。このことから応力ピーニングは、大きくて深い圧縮残留応力を導入できる理想的なショットピーニング方法であることが明らかになった。また、オーステナイト(γ)系ステンレス鋼 SUS304 では加工硬化率が大きいために、降伏応力に相当する残留応力は簡単に形成できる。しかし、加工硬化後の降伏応力と比較すると51%であり、ばね鋼の場合と変わらない結果であった。

第3章は、応力ピーニングに関する研究であり、負荷した予応力の何割が圧縮応力として重ね合せに寄与するのか(以下、予応力の効果と記す)、実験的検討を行った。予応力の効果に及ぼす試験片板厚の影響については、板厚が小さくなるにつれて予応力の効果が減少した。これはショットピーニング加工によって全体的な曲げの変形が残存し、曲がりはりになったためと考えられる。逆に試験片寸法が大きくなるにつれて予応力の応力こう配が小さくなり、予応力の効果は大きくなった。ここで得られた知見を、第6章および第7章のベローズへのショットピーニング条件に応用した結果、ベローズの疲労強度向上につながった。予応力の効果に及ぼす負荷様式の影響については、予応力の効果は、単軸引張りが88%で最も大きく、4点曲げとねじりが65%前後であり、ねじりと曲げの組み合わせ応力である巻ばねが70%前後であった。単軸引張りでは、予応力に応力こう配がないため、逆に4点曲げやねじりには応力こう配があるためこのような結果が得られたと考えられる。以上のことから、予応力の効果は、ショットピーニングを受ける部材が変形しないほど大きい寸法であれば、負荷様式に関係なく予応力の応力こう配が小さくなるにつれて大きくなること

を明らかにした。単軸引張りについては FEM 解析による検証を行い、実験値とシミュレーションの値が、ほぼ一致する結果が得られた。

第4章では、脱炭、材料硬さ、およびショットピーニング条件が、疲労強度と密接に関連している表面硬さ、残留応力、および表面粗さに及ぼす影響を定量的に解析した。そして、表面硬さを可能な限り高くする、表面の圧縮残留応力を可能な限り大きくする、表面粗さを可能な限り小さくするための最適な脱炭層深さ、材料硬さ、およびショットピーニング加工条件を明らかにした。解析の結果、脱炭は可能な限り少なくし、材料硬さは可能な限り高くし、ショットサイズは可能な限り小さくし、ショット硬さは被加工物の硬さ以上とし、投射圧力は表面粗さとの兼ね合いから最適値が存在することを明らかにした。表面硬さ、残留応力、および表面粗さの相関関係を調べた結果、表面粗さと表面の圧縮残留応力の相関係数が 0.84、表面硬さと表面の圧縮残留応力のそれが -0.63、表面硬さと表面粗さのそれが -0.57 であった。表面粗さと表面の圧縮残留応力の相関関係が強い理由は、X 線応力測定における表面粗さの影響と考えられる。

巻ばねを用いた疲労試験の結果では、無脱炭ばねの時間寿命 30 万回の時間強度は、脱炭ばねのそれに比べて 22% 向上した。この結果から、脱炭がばねの疲労強度に大きな影響を及ぼすことが改めて確認できた。新たに、無脱炭ばねに本章で得られた最適ショットピーニング加工条件、および第3章で得られた最適予応力でショットピーニングを施行した。その結果、脱炭なしの効果と圧縮残留応力の増加による効果の重畳によって 30 万回の時間強度が、脱炭ばねのそれに比べて合計で、39% 向上する結果が得られた。

第5章では、板厚が 0.13mm の金属ペローズの疲労強度を向上させるために、 γ 系ステンレス鋼 SUS304 の結晶粒径を微細化し、疲労試験を行った。微細化は、BA（光輝焼鈍）温度の調整によって、つまり冷間加工後の回復・再結晶・粒成長の過程における粒成長で行った。その結果 BA 温度が下がるにつれて平

均結晶粒径が小さくなり、この方法では $11\ \mu\text{m}$ 前後が微細化の限界であることが分かった。BA 温度が 950°C の場合には、結晶粒径が約 $12\ \mu\text{m}$ となり、この場合の 10^7 回の疲労限度は、BA 温度が 1030°C のとき結晶粒径 $35\ \mu\text{m}$ のそれに比べて 1.79 倍の大幅な疲労限度向上が認められた。これは、微細化によって 1~2 結晶粒径程度伝播するステージ I のせん断型き裂長さが短くなり、板厚に対するき裂長さの比率が小さくなったため、また表面粗さが低下し、応力集中が少なくなったためと考えられる。また BA 温度が 950°C の場合に見られたみぞ状組織が耐食性へ及ぼす影響は、きわめて低いことが電気化学的再活性化率の測定により確認できた。

従来のショットピーニング方法では効率的に加工することが出来なかった小径ベローズの内面に対して、ショットの反射板を設けた細径ノズルを開発し、空気式ピーニング機械によってショットピーニング加工を行うことを可能にした。第6章では、この加工法を述べるとともに、板厚が 0.3mm のベローズに対して最適なショットピーニング条件は、投射圧力が 0.7MPa 、ガラスビーズ径が $97\ \mu\text{m}$ であることを明らかにした。その結果、開発したベローズの 10^7 回の疲労限度は、ショットピーニングなしのそれに比べて 1.75 倍の大幅な疲労限度向上が認められた。これは、ショットピーニングによって導入された大きな圧縮残留応力が疲労試験中にも減衰されなかったこと、表面が加工硬化したこと、および表面粗さが低下したことが大きな要因と考えられる。ベローズは、山部と谷部で加工度が異なり、硬さが不均一であるために導入される残留応力値は硬さの影響を受けると考えられる。しかし、ベローズの内面は非破壊で残留応力を測定することができない。そこで、素材硬さが異なる短冊形試験片を用意してショットピーニング加工を行った。その結果、加工面の硬さおよび残留応力は、素材硬さの影響を受けずに、ほぼ均一になることが新たに分かった。これは、SUS304 は加工硬化しやすい材料であり、ショットピーニングによる加工率が大きいとオーステナイト自体の加工硬化および加工誘起変態によるマルテンサイトの生成が平衡状態になったためと考えられる。この結果から、破壊

起点であり、かつ加工度の低い谷部においても同じ残留応力が導入されていることが予想され、このことが疲労強度向上の要因の一つと考えられる。

第7章では、さらに金属ベローズの疲労強度を向上させるために、材料の高強度化を図った研究結果について述べた。ステンレス鋼の中では加工性と強度を兼ね備えたセミアーステナイト系析出硬化型ステンレス鋼 SUS631 を用いた。結晶粒径は、第5章と同じようにBA温度の調整により行い、結晶粒径が $12\mu\text{m}$ と最も微細であるBA温度 950°C を選択した。硬さは、成形後に行う析出時効処理によって谷部で50HV増加した。これに第6章で述べた反射板を用いたショットピーニングを行った。板厚が 0.13mm のベローズの最適なショットピーニング条件は、投射圧力が 0.3MPa 、ガラスビーズ径が $97\mu\text{m}$ であることを明らかにした。疲労試験の結果、SUS631ベローズの 10^7 回の疲労限度は、SUS304ベローズのそれに比べて1.17倍向上した。これは、析出時効処理によって硬さが増加したこと、これによりショットピーニングにより形成された圧縮残留応力が大きくなったこと、およびショットピーニングによる加工硬化が要因として考えられる。このように、第5章の粒成長の調整による結晶粒微細化の効果、第6章の反射ピーニングによる圧縮残留応力導入の効果、第7章の析出時効処理による硬さ増加の効果によって、ベローズの 10^7 回の疲労限度は、合計で2.4倍向上させることができた。つまり安藤らが提案した疲労強度向上指針は、板厚が 0.13mm の極薄板厚のステンレス鋼に対しても成立することが本研究で明らかにすることができた。

今後の展望

結晶粒微細化は、延性や靱性を損なわずに材料を強靱化できる有効な手段であることが今回の研究結果からも明らかとなった。本研究での結晶粒径は $12\mu\text{m}$ が限界であったが、最近の研究では第1章の1.5項で触れたようにサブミクロンまで微細化することが可能であり、 $0.1\mu\text{m}$ までHall-Petch則が成り立つことが報告されている。今後はナノオーダーの結晶粒径を工業的に、しかもその

他の特性を損なうことなく製造できるような製造方法の開発が必要であると考える。また、脱炭は、腐食環境下での疲労を考えた場合には有効であり、大気中での疲労試験結果と相反する現象である。しかし、本文では触れなかったが、圧縮残留応力を大きくすることは、腐食ピットの進展を抑制する効果があり、疲労強度向上に対して有効であることが確認できている。今後は、大気疲労と腐食疲労のどちらにも適した脱炭層深さについて明らかにする必要があると考える。

本研究に関する論文と特許

(A) 本論文を構成する査読論文

- (1) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 金属ベローズの疲労強度向上に及ぼすショットピーニングの効果, ばね論文集, 第46号, 27-31 (2001).
- (2) 岡田秀樹, 安藤 柱: SUS304 金属ベローズの結晶粒径と疲労強度の関係, ばね論文集, 第48号, 1-6 (2003).
- (3) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: ショットピーニング方法の違いによる材料硬さと残留応力分布と降伏応力の関係, 圧力技術, 第41巻, 第5号, 19-28 (2003).
- (4) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 応力ピーニングにおける予応力の効果, 日本機械学会投稿中 (論文No.03-0722, 2003年6月17日投稿)
- (5) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 高強度材 SUS631 を用いた金属ベローズの疲労強度向上に関する研究, ばね論文集, 第49号投稿中 (2003年8月18日投稿)

(B) 参考論文

- (1) 岡田秀樹: 金属ベローズ, 特殊鋼, 第48巻, 第3号, 38-39 (1999).
- (2) 丹下 彰, 岡田秀樹: ショットピーニングとカバレッジ, ショットピーニング技術協会, 第14巻, 第3号, 9-16 (2002).

- (3) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 金属ベローズの疲労強度向上に及ぼすショットピーニングの効果, ショットピーニング技術協会, 第15巻, 第1号, 1-8 (2003).
- (4) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: ストレスピーニングにおける予応力の効果, ショットピーニング技術協会, 第15巻, 第2号, 24-31 (2003).

(C) 国際会議発表論文

- (1) H.Okada, A.Tange, K.Ando : Effect of Shot Peening on Improvement of Fatigue Strength for Metal Bellows, Shot peening, 8th International Conference of Shot Peening, Garmisch-Partenkirchen Germany, September 16-20, 338-345 (2002).
- (2) A.Tange, H.Okada : Shot Peening and Coverage, Shot peening, 8th International Conference of Shot Peening, Garmisch-Partenkirchen Germany, September 16-20, 516-522 (2002).

(D) 口頭発表論文

- (1) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 金属ベローズの疲労強度向上に及ぼすドライホーニングの効果, 日本機械学会 平成12年度材料力学部門講演会講演論文集, No.00-19, 457-458 (2000).
- (2) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 金属ベローズの疲労強度向上に及ぼすドライホーニングの効果, ばね技術研究会 2000年度秋季講演会講演論文集, 37-40 (2000).
- (3) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 金属ベローズの疲労強度向上に及ぼすショットピーニングの効果, 日本機械学会 材料力学部門 2002年春のシンポジウム講演論文集, A-TS03-15-4, 82-87 (2002).
- (4) 岡田秀樹, 安藤 柱: SUS304 金属ベローズの結晶粒径と疲労強度の関係, 日本機械学会 2002年度年次大会講演論文集 vol. II, 399-400 (2002).
- (5) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: ストレスピーニングに関する基礎実験

-重ね合せの原理に基づく予応力の効果-, ショットピーニング技術協会
第12回学術講演会, 第15巻, 第2号, 10-11 (2003).

- (6) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 応力ピーニングにおける予応力の効果,
日本機械学会 M&M2003 材料力学部門講演会講演論文集, 927-928
(2003).

(E) 関連する特許

- (1) 新倉芳治, 岡田秀樹: アキュムレータおよびこのアキュムレータの製造方法, 特許第 2858806 号 (1998)
- (2) 新倉芳治, 岡田秀樹: アキュムレータおよびこのアキュムレータの製造方法, 特許第 2858807 号 (1998)
- (3) 梅津千春, 岡田秀樹, 上野尚喜: アキュムレータ装置, 特開平 5-312201 号 (1993)
- (4) 岡田秀樹, 梅津千春, 井上関次, 新堀武儀, 小山 博: ダイヤフラムベローズ装置, 特開平 7-174234 号 (1995)
- (5) 岡田秀樹: ダイヤフラム型成形ベローズおよびその製造方法, 特開平 11-226658 号 (1999)
- (6) 岡田秀樹, 新堀武儀: 金属ベローズ製造装置およびベローズ製造方法, 特開 2000-79421 号 (2000)
- (7) 岡田秀樹: ダイヤフラム型成形ベローズ, 特願平 11-102772 号 (1999)
- (8) 菅原正人, 上野尚喜, 岡田秀樹, 富士成徹, 尾崎克彦: ダイヤフラム型成形ベローズの溶接構造およびアキュムレータ, 特願平 11-149482 号 (1999)
- (9) 岡田秀樹, 古山 勉: 金属ベローズの製造装置, 特願 2000-192802 号 (2000)
- (10) 岡田秀樹: 金属ベローズの製造方法, 特願 2000-181727 号 (2000)
- (11) 岡田秀樹, 丹下 彰, 安藤 柱: 金属ベローズおよびその製造方法, 特願 2000-119485 号 (2000)

- (12) 岡田秀樹, 安藤 柱: ステンレス製ベローズおよびこれを用いたアキュムレータならびにステンレス製パイプの製造方法, 特願 2001-373738 号 (2001)
- (13) 岡田秀樹: ベローズおよびその製造方法, 特願 2002-001743 号 (2002)

謝 辞

本研究の遂行および本論文をまとめるにあたり、終始懇切なる御指導と御鞭撻を賜りました、横浜国立大学教授 安藤 柱先生に深甚なる敬意を表しますと同時に厚く御礼を申し上げます。

本論文を御査読して頂き、有益な御教示を賜りました、横浜国立大学講師 高橋宏治先生に対し厚く御礼を申し上げます。また、本論文の執筆にあたり有益な御助言を賜りました、横浜国立大学助手 中尾 航先生に対し厚く御礼を申し上げます。

ご多忙中にもかかわらず本論文の審査の労を取って頂くとともに貴重な御意見と有益な御教示を賜りました、関根和喜教授、小豆島明教授、八高隆雄教授、高木純一郎教授、竹田真帆人助教授に対し厚く御礼を申し上げます。

本研究を遂行するにあたり、貴重で有益な御助言と御指導を賜りました著者の勤務している日本発条株式会社 丹下 彰博士に対し厚く御礼を申し上げます。

本研究の機会を与えて頂いたと同時に多大な御理解と御尽力を頂きました、日本発条株式会社 池田勝一専務取締役、重岡 巖常務取締役、藤田一彦監査役、新堀武儀理事に対し心より感謝申し上げます。

横浜国立大学大学院に在籍され、多大なる御協力と貴重な御討論を頂きました、いすゞ自動車株式会社 衛藤洋仁氏に対し厚く御礼を申し上げます。

本研究を遂行するにあたり有限要素法を用いた解析で御協力頂きました、日本発条株式会社 水上博嗣氏、丹後公一氏、統計的設計支援システムを用いた解析で御協力頂きました、日本発条株式会社 大倉 健氏に対し厚く御礼を申し上げます。

本研究の巻ばねを用いた実験で御協力頂きました、日本発条株式会社 奥山勇氏、米口明雄氏、杉山充弘氏に対し厚く御礼を申し上げます。

本研究の実験から調査全般にわたり御協力頂きました、日本発条株式会社 広瀬 績氏、本多良夫氏、及川 真氏に対し厚く御礼を申し上げます。

本研究を遂行するにあたり日本発条株式会社の多くの皆様の御指導,御助言,御援助を頂きました.特にばね生産本部 開発部ならびに開発系の皆様には多大なる御協力を頂き心より感謝申し上げます.

本研究の根幹を成す金属ベローズの開発当初におきまして大変お世話になりました,小山 博氏,笠原 晁氏,山本仙三氏,黒田 茂氏,新倉芳治氏に対し,心より感謝申し上げます.

最後になりましたが,陰ながら支えてくれた妻葉子,長男治樹,両親,義父母の藤根夫妻,兄妹,そして親族の皆様我心より感謝申し上げます.

2004年3月

岡田 秀樹