OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

| | |
|---|---|
| Title | 配管の施工過程に伴う残留応力および材料組織の変化挙動とSCC発生・進展に及ぼす影響に関する研究 |
| Author(s) | 伊原, 涼平 |
| Citation | 大阪大学, 2013, 博士論文 |
| Version Type | VoR |
| URL | https://hdl.handle.net/11094/27560 |
| rights | |
| Note | |

*The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA*

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

工博 16422

博士学位論文

# 配管の施工過程に伴う残留応力および材料組織の変化挙動と SCC 発生・進展に及ぼす影響に関する研究

伊原　涼平

2013 年 1 月

大阪大学大学院工学研究科

博士学位論文

# 配管の施工過程に伴う残留応力および材料組織の変化挙動と SCC 発生・進展に及ぼす影響に関する研究

伊 原　涼 平

2013 年 1 月

大阪大学大学院工学研究科

# 目次


**第 1 章　緒論** ..... 1

1.1　本研究の背景 ..... 1

1.2　SCC の発生および進展に関する従来研究 ..... 5

1.2.1　SCC 発生・進展のメカニズム ..... 5

1.2.2　SCC 発生・進展に及ぼす機械加工の影響 ..... 7

1.2.3　残留応力分布を用いたき裂進展解析による構造物の寿命評価 ..... 9

1.3　本研究の目的 ..... 11

1.4　本研究の構成 ..... 13

第 1 章の参考文献 ..... 14

**第 2 章　表面機械加工により発生する残留応力に及ぼす加工条件の影響に関する検討** ..... 19

2.1　緒言 ..... 19

2.2　表面機械加工時の力学的モデルと残留応力の生成機構 ..... 19

2.2.1　切屑状態に基づいた切削特性の分類 ..... 19

2.2.2　二次元切削論 ..... 21

2.2.3　表面機械加工時の残留応力に及ぼす加工条件の影響 ..... 25

2.2.4　表面機械加工時の残留応力発生モデル ..... 26

2.3　残留応力の測定法 ..... 30

2.3.1　応力弛緩法による残留応力測定法 ..... 30

2.3.2　X 線回折法による残留応力測定法 ..... 31

a.　$\sin^2\psi$法 ..... 32

b.　2D 法 ..... 35

2.4　表面機械加工により発生する残留応力分布の測定 ..... 37

2.4.1　試験体の形状・寸法および加工条件 ..... 37

a.　二次元切削 ..... 37

b.　三次元切削 ..... 38

c.　残留応力測定条件 ..... 40

2.4.2　二次元切削時の表面機械加工により発生する残留応力分布の測定結果 ..... 40

a.　表面残留応力に及ぼす切削速度の影響 ..... 40

b.　残留応力の深さ分布 ..... 40

2.4.3　三次元切削時の表面機械加工により発生する残留応力分布の測定結果 ..... 42

a.　表面残留応力に及ぼす切削速度の影響 ..... 42

b. 表面残留応力に及ぼす送り速度の影響 ..... 42
c. 表面残留応力に及ぼす切削油の影響 ..... 43
d. 残留応力の深さ分布 ..... 44
2.5 結言 ..... 45
第 2 章の参考文献 ..... 46

**第 3 章 表面機械加工後の溶接を対象とした施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する検討** ..... 48
3.1 緒言 ..... 48
3.2 配管の溶接接合過程を対象とした施工の実施 ..... 49
3.2.1 供試材料の形状および寸法 ..... 49
3.2.2 機械加工および溶接条件 ..... 49
3.3 表面機械加工後の溶接により生じる表面残留応力分布の測定結果 ..... 50
3.3.1 残留応力測定領域と測定条件 ..... 50
3.3.2 施工過程により生じる表面残留応力の測定結果 ..... 51
3.3.3 施工過程により生じる表面残留応力に及ぼす機械加工条件の影響 ..... 52
a. 切削速度の影響 ..... 52
b. 送り速度の影響 ..... 53
c. 湿式加工の影響 ..... 54
3.3.4 施工過程により生じる表面残留応力に及ぼす溶接条件の影響 ..... 55
3.4 高エネルギー放射光を用いた極大残留応力の深さ分布の測定 ..... 57
3.4.1 中性子回折法を用いた材料内部の残留応力測定法とその課題 ..... 57
3.4.3 残留応力深さ分布の測定領域と測定条件 ..... 59
3.4.4 高エネルギー放射光を用いた極大残留応力の深さ分布の測定結果 ..... 61
a. 侵入深さ一定法による残留応力深さ分布の測定結果 ..... 61
b. 残留応力の深さ分布の補正式を用いた実空間分布への変換 ..... 61
3.5 施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する考察 ..... 63
3.5.1 ビッカース硬さ試験による硬さ分布変化挙動の検討 ..... 63
a. 測定領域と測定条件 ..... 63
b. ビッカース硬さ分布の測定結果 ..... 64
3.5.2 EBSD 法を用いた加工層における組織変化の観察 ..... 65
a. 観察領域と観察条件 ..... 65
b. EBSD 観察結果 ..... 65
3.5.3 硬さおよび組織に基づいた施工過程に伴う残留応力変化挙動の考察 ..... 67
3.6 結言 ..... 68

第 3 章の参考文献 ..... 69

**第 4 章　硬さ変化に基づいた施工過程に伴う残留応力分布変化挙動の数値解析手法の構築** ..... 71

4.1　緒言 ..... 71

4.2　恒温熱時効試験による表面加工層での硬さ変化挙動に対する加算則を用いた整理 ..... 71

4.2.1　供試材料および試験条件 ..... 71

4.2.2　ビッカース硬さ試験による再結晶率の評価 ..... 72

4.2.3　熱サイクルに伴う硬さ変化への加算則の適用 ..... 74

4.3　加算則を適用した施工過程に伴う残留応力変化挙動の数値解析手法の構築 ..... 76

4.3.1　数値解析モデルと解析条件 ..... 76

4.3.2　硬さと相当塑性ひずみの関係を用いた表面機械加工時に導入される加工硬化の算出 ..... 78

4.3.3　数値解析における熱サイクルに伴う硬さ変化挙動のモデル化 ..... 80

4.3.4　表面機械加工により発生する残留応力分布を考慮した数値解析 ..... 82

4.4　施工過程に伴う残留応力変化挙動の数値解析結果 ..... 83

4.4.1　溶込み形状および温度履歴の比較による熱伝導解析結果の検証 ..... 83

4.4.2　溶接熱サイクルに伴う硬さ変化の数値解析結果と実験結果の比較 ..... 85

4.4.3　表面機械加工後の溶接による残留応力変化挙動の数値解析結果と実験結果の比較 ..... 86

4.4.4　極大残留応力の深さ分布の数値解析結果と実験結果の比較 ..... 88

4.4.5　溶接条件が残留応力分布変化挙動に及ぼす影響の数値解析結果と実験結果の比較 ..... 88

4.5　数値解析結果に基づいた施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する考察 ..... 90

4.5.1　極大残留応力発生領域の塑性ひずみおよび応力履歴 ..... 90

4.5.2　施工過程に伴う残留応力変化挙動モデル ..... 92

4.6　結言 ..... 96

第 4 章の参考文献 ..... 97

**第 5 章　BWR 模擬環境下における SSRT 試験に基づく SCC 発生過程に関する確率論的検討** ..... 98

5.1　緒言 ..... 98

5.2　SCC 発生過程に関する評価のための試験法および試験条件 ..... 99

5.2.1　SCC 発生評価のための各試験法 ..... 99

5.2.2　SSRT 試験における SCC 発生に及ぼす制御因子 ..... 101

5.3　BWR 模擬環境下における SSRT 試験 ..... 103

5.3.1　供試材料の形状および寸法 ..... 103

5.3.2　試験条件 ..... 104

5.4　SSRT 試験により得られた SCC 発生挙動の観察 ..... 105

5.4.1 荷重-変位曲線の比較 ..... 105
5.4.2 試験体表面に発生した SCC の観察結果 ..... 107
5.5 BWR 模擬環境下における SSRT 試験により得られた SCC の確率論的検討 ..... 109
5.5.1 SCC 発生過程に対する確率論的破壊力学の適用対象 ..... 109
5.5.2 SSRT 試験により得られた SCC の統計的検討 ..... 109
5.5.3 アスペクト比を基にしたき裂深さ分布の算出とき裂深さの進展挙動 ..... 114
5.5.4 巨視的な初期き裂発生時間およびき裂深さのばらつきに関する検討 ..... 116
5.6 結言 ..... 119
第 5 章の参考文献 ..... 119

**第 6 章 配管の施工過程により発生する残留応力分布を用いたき裂進展解析による寿命評価に関する検討** ..... 123
6.1 緒言 ..... 123
6.2 SCC を有する構造物に対するき裂進展解析を用いた寿命評価法 ..... 124
6.2.1 日本機械学会維持規格に基づくき裂進展評価 ..... 124
6.2.2 PASCAL シリーズについて ..... 125
6.3 配管の溶接接合過程を対象とした残留応力分布の数値解析 ..... 126
6.3.1 数値解析モデル ..... 126
6.3.2 数値解析条件 ..... 127
6.4 配管の溶接接合過程により発生する残留応力分布の数値解析結果 ..... 128
6.4.1 熱伝導解析により得られた溶込み形状の数値解析結果 ..... 128
6.4.2 通常開先モデルにおける残留応力分布の数値解析結果 ..... 129
6.4.3 狭開先モデルにおける残留応力分布の数値解析結果 ..... 131
6.4.4 配管に発生する残留応力分布に関する考察 ..... 136
a. 通常開先モデルにおける軸方向残留応力分布の履歴 ..... 136
b. 狭開先モデルにおける軸方向残留応力分布の履歴 ..... 139
c. 配管の溶接接合過程における軸方向残留応力分布の妥当性の検討 ..... 142
6.5 配管に生じた残留応力分布を用いたき裂進展解析による寿命評価 ..... 144
6.5.1 残留応力分布のばらつきに及ぼす溶接入熱の影響 ..... 144
6.5.2 寿命評価のためのき裂進展解析における解析条件 ..... 151
a. 初期き裂の発生までの時間 ..... 151
b. 残留応力分布のばらつき ..... 152
c. き裂進展速度のばらつき ..... 155
6.5.3 残留応力分布を用いた配管のき裂進展解析結果 ..... 156

6.6　結言 ..... 162
第 6 章の参考文献 ..... 163

**第 7 章　総括** ..... 166

**本研究に関する業績一覧** ..... 170

**謝辞** ..... 173

# 第１章　緒論

## 1.1　本研究の背景

東日本大震災は地域のみならず原子力発電所にも甚大な被害を及ぼし，今後の原子力発電のあり方が問われるようになった．国内においても，これまでに電力供給や環境問題の観点から原子力発電が果たして来た役割は大きいものの，将来にわたって運転を継続ならびに新規建設を進めるか，もしくは段階的に廃炉にするか，政府の方針も現状では必ずしも定かではない．しかしながら，どちらの場合においても，原子力プラントが存在する以上，その更なる安全性を求めていくことが重要となることは論を待たない．

原子力発電の安全性向上のために原因解明が望まれる問題は様々に存在するが，その一つとして応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking; SCC）が挙げられる．SCC は我が国の軽水炉において発生した損傷に対する原因の約 40%を占めている[1.1]ことから，また，一次バウンダリにも発生していることから，他の要因と比較しても重要な問題である．

SCC は 1960 年代に米国の沸騰水型原子力発電プラント（Boiling Water Reactor; BWR）において，また，国内の BWR プラントにおいても 1970 年代からオーステナイト系ステンレス鋼（JIS 規格では SUS304 に相当）製の小口径配管の溶接熱影響部を中心に頻発した．SCC は Fig. 1.1 に示すように，材料的要因，環境的要因，力学的要因の重畳により発生するという観点からの原因究明の結果，溶接熱影響部での鋭敏化により結晶粒界に沿ってクロム炭化物が析出し，結晶粒界の耐食性が低下することで，SCC が生じることが明らかになった．このため材料学的要因の対策として，クロム炭化物の析出を抑制するため炭素量を 0.03 %以下に低減した SUS304L や，2%の Mo を添加するとともに Ni 量を 12%まで増加させることによりさらなる耐食性の向上を企図した SUS316L が開発された．低炭素ステンレス鋼 304L や 316L は 304 鋼に対して SCC に対する優位性が確認された[1.2-1.4]ことから，低炭素オーステナイト系ステンレス鋼が BWR ステンレス鋼製重要機器の標準材料として適用されることとなった．また，環境改善策として原子炉起動時の脱気運転により溶存酸素量を 20 ppb 以下に低減させる対策がなされ，BWR での SCC に対して十分な対策がなされていると考えられたとともに，小口径配管を中心とした SCC もいったんは収束した．

しかしながら，1990 年代になって，304 鋼製のみならず，304L や 316L といった低炭素オーステナイト系ステンレス鋼製の炉心シュラウドや再循環系（Primary Loop Recirculation; PLR）配管の溶接部近傍においても SCC の顕在化が確認された[1.5,1.6]．詳細な調査の結果，SUS316L の熱影響部の鋭敏化を示す結晶粒界のクロム濃度の低下は SUS304 の場合と比較してわずか[1.7]であり，鋭敏化が SCC の直接の原因とは考えにくいことが明らかになった．また，き裂進展の形態に関しても，SUS304 では表層部から常に結晶粒界を進展するような粒界型応力腐食割れ（Intergranular Stress Corrosion Cracking; IGSCC）を示したのに対し，SUS316L では表面機械加工を施した表層部におい

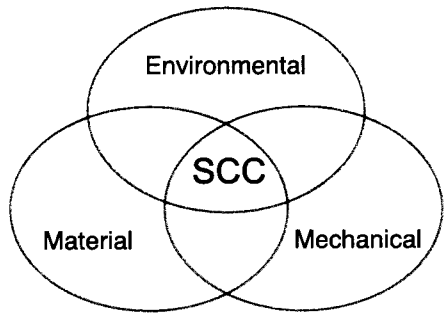



Fig. 1.1 Schematic illustration of three factors for SCC initiation.

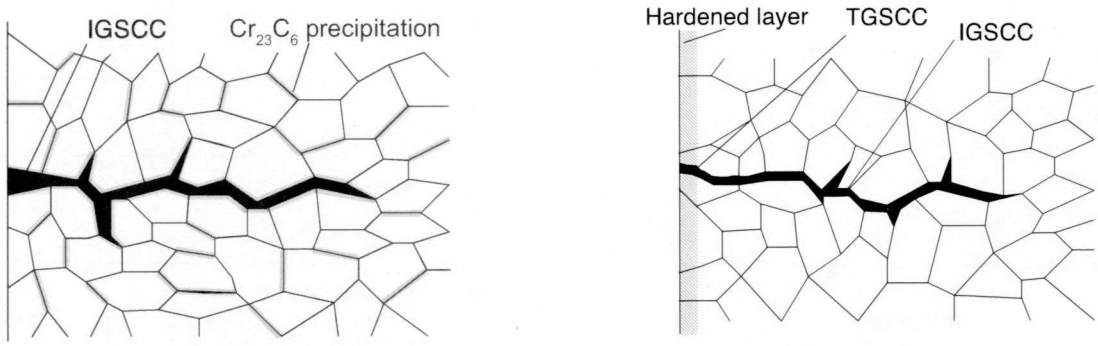
て粒内を貫通する粒内型応力腐食割れ（Transgranular Stress Corrosion Cracking; TGSCC）が発生し，そこからIGSCCとして進展するような形態を示した[1.8]．その模式図をFig. 1.2に，IGSCCおよびTGSCCの破面特性をFig. 1.3[1.9]に示す．IGSCCの破面は粒界面上に模様が存在しないぜい性的な破面を示すのに対し，TGSCCの破面は羽毛状模様[1.10]を示すといった特徴を有する．また，BWRにおいて発生したSCCの発生年代や材料，割れの調査結果を，1990年代以降に報告された例を中心にTable 1.1に示す[1.11-1.20]．Table 1.1から明らかなように，SUS304においてはIGSCCしか確認されていないが，SUS316LにおいてはTGSCC, IGSCCが確認されているといった傾向が得られている．

なお，Table 1.1において示したように，2000年代以降を中心として，主に加圧水型原子力発電プラント(Pressurized Water Reactor; PWR)のNi基合金溶接金属部においてもSCCが顕在化している．このようなSCCは，一次冷却水中において発生したことからPWSCC(Primary Water Stress Corrosion Cracking)と呼ばれており，BWRにおける低炭素オーステナイト系ステンレス鋼のTGSCCと同様，表面機械加工を施した表面からの発生が確認されている[1.21]．

ここで，鋭敏化を抑制するための炭素量の低減や耐SCC性を有するクラッド層を形成する水中レーザクラッド溶接[1.22]などの材料的要因への対策や，脱気運転や水素注入による腐食環境の改善によるき裂進展速度の低下[1.23]等の環境的要因への対策が施されているにもかかわらず，上述のようにSCCの顕在化が確認されている．このことから，力学的要因である残留応力に，相対的に注目が集まっている．

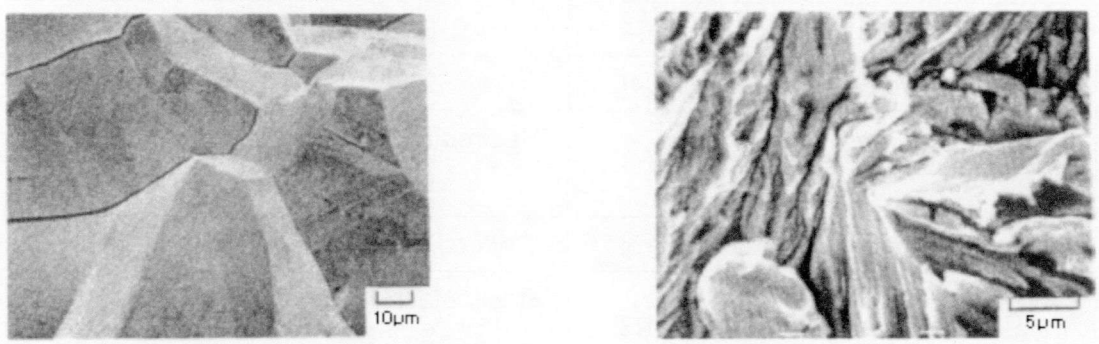
残留応力は配管の施工である表面機械加工や溶接により生じることが知られている．これらの施工により生じる残留応力に対しても様々な対策が講じられており，表面機械加工により生じる表面極近傍に存在する残留応力に対しては超音波ショットピーニングやウォータージェットピーニング，レーザーピーニングなどのピーニング工法[1.24]や，表面研磨[1.25]が，板厚全体にわたり存在する溶接時の残留応力に対しては，水冷溶接[1.26]や狭開先溶接の採用[1.26]，高周波誘導加熱による応力改善法（Induction Heating Stress Improvement; IHSI）やレーザ外面照射応力改善工法（outer surface irradiated Laser Stress Improvement Process; L-SIP）[1.27]などがガイドラインにより制定されている．これらの工法を実機に施す場合には，モックアップを作製して施工ごとに残留応力を測定・確認しつ

つ行われることから，残留応力の低減効果は確実に期待できるものの，これらの工法を施工後，構造物に存在する残留応力が SCC に対してどの程度有効であるかといった定量的かつ詳細な評価はなされていないのが現状である．




(a) IGSCC　　(b) TGSCC + IGSCC

Fig. 1.2　Schematic illustration of SCC configuration.




(a) IGSCC　　(b) TGSCC

Fig. 1.3　Fracture surfaces of IGSCC and TGSCC[1.9)].

Table 1.1　SCC cases in BWR[1.11-1.20)].

| Year | Nuclear plant name | Material | Occurrence point | Crack form |
|---|---|---|---|---|
| 1965 | Dresden No. 1 (USA) | 304 | Small caliber pipe | IGSCC |
| 1974 | Dresden No. 2 (USA) | 304 | Small caliber pipe | IGSCC |
| 1976 | Fukushima first No. 1 | 304 | Core spray sparger | IGSCC |
| 1977 | Tsuruga No. 1 | 316 | Recirculation system piping | IGSCC |
| | Fukushima first No. 1 | 304 | Recirculation system piping | IGSCC |
| | Hamaoka No. 1 | 304 | Recirculation system piping | IGSCC |
| 1990 | Brunswick No. 1 (USA) | 304 | Core shroud | IGSCC |

Table 1.1 Continued.

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| 1990 | Muhlenberg (USA) | 304 | Small caliber pipe | IGSCC |
| 1994 | Fukushima first No. 2 | 304 | Core shroud | IGSCC |
| 1996 | Fukushima first No. 1 | 304 | Jet pump inlet piping, Core spray sparger | IGSCC |
| 1997 | Fukushima first No. 3 | 304 | Neutron measurement housing | IGSCC |
| | Fukushima first No. 4 | 304 | Neutron measurement housing | IGSCC |
| 1999 | Tokai second | 304 | Neutron measurement housing | IGSCC |
| | Tokai second | 316L | Control rod | IGSCC |
| | Tsuruga No. 1 | 316L | Shroud support | IGSCC |
| 2001 | Fukushima second No. 3 | 316L | Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Fukushima first No. 4 | 304 | Core shroud | IGSCC |
| | Onagawa No. 1 | 304L | Core shroud | IGSCC |
| 2002 | Fukushima second No. 2 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Fukushima second No. 3 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| | Fukushima second No. 4 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Hamaoka No. 3 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Hamaoka No. 4 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 1 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 2 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 3 | 316L | Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Onagawa No. 1 | 316L | Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| 2003 | Fukushima second No. 3 | 304 | Control rod | IGSCC |
| | Tsuruga No. 1 | 316L | Control rod | IGSCC |

Table 1.1 Continued.

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| 2003 | Fukushima second No. 1 | 316L | Control rod | IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 3 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 4 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 5 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Onagawa No. 2 | 316L | Recirculation system piping, Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Shika No. 1 | 316L | Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| | Shimane No. 2 | 316L | Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| 2004 | Kashiwazaki-kariwa No. 4 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| | Fukushima second No. 3 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| 2005 | Shimane No. 1 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| | Hamaoka No. 3 | 316L | Core shroud | TGSCC → IGSCC |
| 2006 | Kashiwazaki-kariwa No. 3 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| | Kashiwazaki-kariwa No. 4 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| 2007 | Kashiwazaki-kariwa No. 5 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| 2008 | Onagawa No. 1 | 316L | Recirculation system piping | TGSCC → IGSCC |
| 2010 | Fukushima second No. 3 | 316L | Core shroud | TGSCC |
| | Hamaoka No. 3, 4 | 316L | Support ring | TGSCC → IGSCC |
| 2004 | Ooi No. 3 | Alloy 600 | Reactor vessel head | PWSCC |
| 2007 | Tsuruga No. 2 | Alloy 600 | Steam generator inlet nozzle | PWSCC |
| | Mihama No. 2 | Alloy 600 | Steam generator inlet nozzle | PWSCC |
| 2008 | Takahama No. 4 | Alloy 600 | Steam generator inlet nozzle | PWSCC |

## 1.2 SCC の発生および進展に関する従来研究

### 1.2.1 SCC 発生・進展のメカニズム

従来から SCC に関する研究は数多くなされているが，材料，環境，力学的要因の複雑な重畳現象であるといったことから未だ不明確な部分が多く，さらに，SCC が顕在化している領域においても材料や環境の違いが存在する，つまり，それぞれが厳密には異なった現象であると考えられている．すなわち，唯一のモデルで SCC を説明することは困難であるとして，様々な SCC 発生モデル

が提案されている．これらのモデルはいずれも直接的または間接的にアノード反応に基づくもの[1.28]であり，その中でも BWR 環境下でのオーステナイト系ステンレス鋼に発生する SCC を含め，最も支持されているモデルが耐食性の皮膜破壊[1.29]に基づいたすべり溶解モデル[1.30,1.31]である．このモデルは Fig. 1.4 に示すように，局所的なひずみが作用することにより，母材表面を覆っている耐腐食性を持つ酸化膜が破壊され，新生面での腐食・溶解反応によりき裂が発生する．さらに，き裂面において酸化膜が生成するとともに，再び皮膜の破壊が生じることによりき裂が進展するモデルである．

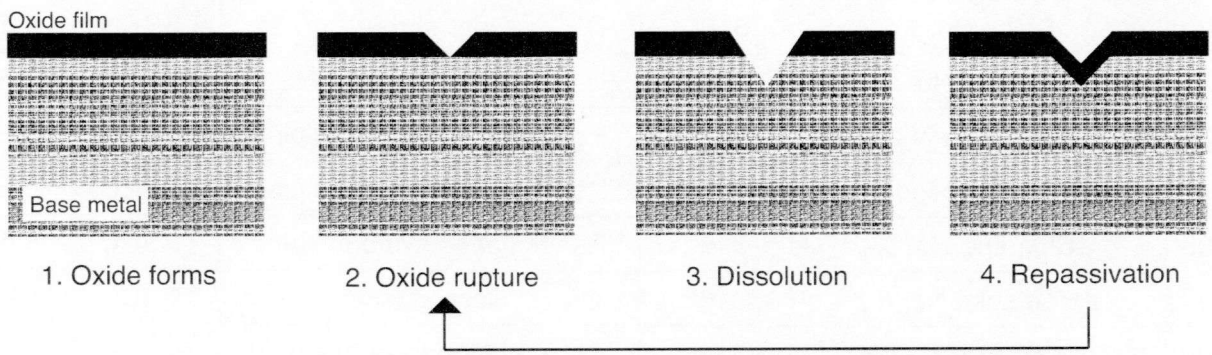



Fig. 1.4　Slip-dissolution model for SCC initiation and growth.

このモデルにおいて重要なことは，酸化膜が破壊される際のき裂先端部のひずみ等の力学的特性，新生面における溶解量，また再び酸化膜が生成されるまでに要する時間であり，これらの諸量が直接的に SCC 進展速度に影響する．力学的な影響因子として，応力，ひずみ，クリープ速度，降伏応力，結晶粒形状が，また，環境の影響因子として，溶存酸素，腐食電位やき裂先端での材料組成，水質などが挙げられ，き裂進展速度に対するこれらの影響として様々な知見が得られている[1.32-1.34]．

このすべり溶解モデルに基づいてき裂進展速度を見積もろうとする試みが多くなされており，種々の材料や環境との組み合わせから，き裂進展速度と電流密度の関係は Faraday の第二法則に基づいた以下の式（1.1）[1.35]で表されることを示している．

$$\frac{da}{dt} = i_a \cdot \frac{M}{zF\rho} \tag{1.1}$$

ここで，$da/dt$：き裂進展速度，$i_a$：アノード電流密度，$M$：原子量，$z$：原子価，$F$：ファラデー定数，$\rho$：密度である．さらに，Ford[1.31]は Fig. 1.5 に示すように，皮膜の電流密度と電荷密度の関係を示し，また，皮膜の破壊はき裂先端でのひずみ速度に影響を受ける[1.36]との考えから，以下のき裂進展速度を表した式（1.2）が提案されている．

$$\frac{da}{dt}=\frac{M}{zF\rho}\frac{Q_f}{\varepsilon_f}\dot{\varepsilon}_{ct} \tag{1.2}$$

ここで，$Q_f$：皮膜破壊周期に蓄えられる電荷密度，$\varepsilon_f$：皮膜破壊ひずみ，$\dot{\varepsilon}_{ct}$：き裂先端でのひずみ速度である．

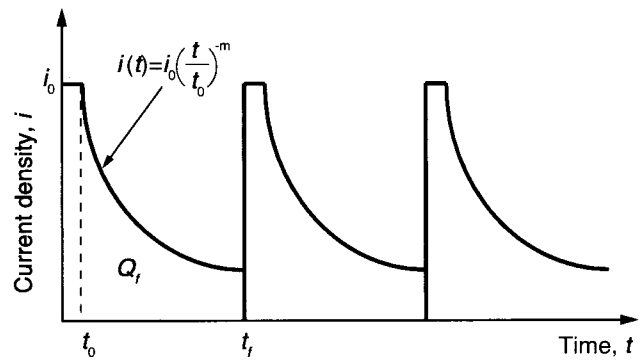



Fig. 1.5　Schematic illustration of current density transient at the crack tip.

近年では，式（1.2）を基に，式（1.3）に示すヤング率や降伏応力などの材料の力学的特性や応力拡大係数との関連を考慮したモデルが Shoji[1.37]らによって考案されている．

$$\frac{da}{dt}=\frac{M}{zF\rho}\cdot\frac{i_0}{1-m}\left\{\left[\frac{t_0\beta\sigma_y n_G}{\varepsilon_f E\left(n_G-1\right)}\cdot\left(\frac{2\dot{K}_I}{K_I}+\frac{\dot{a}}{r_0}\right)\right]\cdot\left[\ln\left(\frac{\lambda}{r_0}\cdot\left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2\right)\right]^{\frac{1}{n_G-1}}\right\}^m \tag{1.3}$$

ここで，$i_0$：新生面での電流密度，$m$：電流密度減衰係数，$t_0$：電流密度が減衰するまでの時間，$\beta,\lambda$：無次元定数，$\sigma_y$：降伏応力，$n_G$：加工硬化指数，$E$：ヤング率，$K_I$：応力拡大係数，$\dot{K}_I$：応力拡大係数増分，$r_0$：き裂先端の特性長さである．近年では，式（1.2）や（1.3）を用いた SCC 進展を評価する試み[1.38-1.40]がなされており，今後も材料の機械的特性を考慮した詳細なき裂進展速度の把握が期待される．

### 1.2.2　SCC 発生・進展に及ぼす機械加工の影響

低炭素オーステナイト系ステンレス鋼において顕在化している SCC は配管の HAZ において発生しているが，一般に，配管の溶接接合過程では，内径調整および表面仕上げのための機械加工の後に突合せ溶接が施される．Fig. 1.6 に PLR 配管の溶接部近傍において実施されたビッカース硬さ分布の測定結果を示す[1.41]．Fig. 1.6 中の左側の白い部分は溶接金属を示しており，溶接時の熱ひずみ

により溶接金属近傍においてビッカース硬さの母材平均（160 HV 前後）を上回る硬化領域が確認できる．

ここで，SCC の発生に注目して，配管の溶接接合過程を施した部分の調査を行った結果を見ると，材料表面の機械加工部において 350 HV を超えるような材料表層部の硬化が確認された領域から SCC が発生している[1.26]．低炭素オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L に顕在化した SCC においては，材料表層部の硬さが 300 HV 程度において SCC が発生するといった報告[1.42]もされている．また，圧延材に対して高温高圧水中にて CBB（Creviced Bent Beam）試験を行った結果，石山ら[1.43]は硬さが 300 HV を超えた場合は TGSCC，300 HV 以下かつ 270 HV 以上ならば IGSCC を示すことを指摘している．SCC 発生に対して硬さが重要な因子であるといった結果は PWR 環境下における 304L や 316L 鋼においても確認[1.44, 1.45]されており，また，Ni 基合金での PWSCC の発生に関しても表面加工層[1.46]や塑性ひずみの影響[1.47]が示唆されていることから，機械加工が SCC に対して重要な因子であることが分かる．

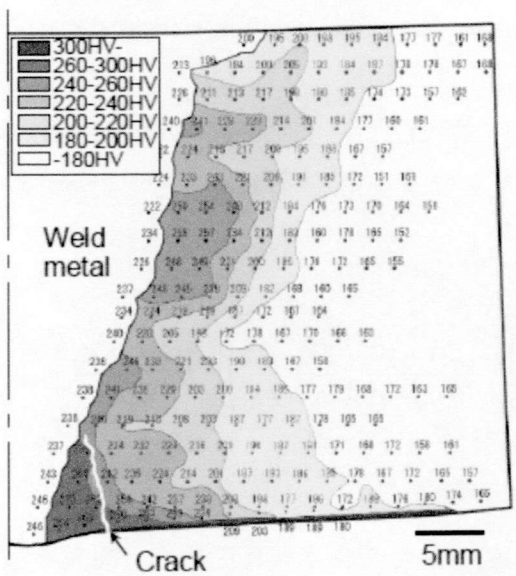



Fig. 1.6　Vickers hardness distribution near welded zone of PLR pipe[1.41].

材料の硬さは SCC の発生のみならず進展にも寄与するとされており，冷間加工によりき裂進展速度が上昇するといった報告がなされている[1.48,1.49]．Tsubota ら[1.48]は SCC 発生時の硬さである 300 HV と試験体の硬さの差と応力拡大係数を用いてき裂進展速度を整理しており，硬さの上昇とともにき裂進展速度が上昇することを実験的に説明している．溶体化処理を施した SUS316L 鋼におけるき裂進展速度は鋭敏化処理を施した SUS304 鋼と比較して 1 オーダー小さいことが示されている[1.50]ものの，冷間加工の影響により鋭敏化材と同様のき裂進展速度を示すことが報告されている[1.51-1.56]ことから，冷間加工のき裂進展速度に対する影響を定量的に評価しようとする試みがなされている．その一つとして，式（1.3）に示した Shoji らによって提案されたき裂進展速度の式に硬さ

を指標として組み込んだ式（1.4）が提案されている[1.57]．

$$\frac{da}{dt}=\kappa_a\left\{\beta\frac{3.81\cdot\text{HV-417}}{E}\cdot\frac{2n_G}{n_G-1}\cdot\left(\frac{2\dot{K}_I}{K_I}+\frac{\dot{a}}{r_0}\right)\cdot\left[\ln\left(\frac{\lambda}{r_0}\cdot\left(\frac{K_I}{3.81\cdot\text{HV-417}}\right)^2\right)\right]^{\frac{n_G+1}{n_G-1}}\right\}^m \tag{1.4}$$

$$where\qquad \kappa_a=\frac{M}{zF\rho}\cdot\frac{i_0}{1-m}\cdot\left(\frac{t_0}{\varepsilon_f}\right)^m$$

式（1.4）を基にき裂進展予測を行った結果は，Fig. 1.7 に示すように，硬さの異なる試験体において得られたき裂進展速度と良い一致を示していることから，材料の加工状態を考慮したき裂進展解析により，機械加工により表面が硬化したような溶接部に対しても，今後更なる SCC 進展予測の高精度化が期待される．

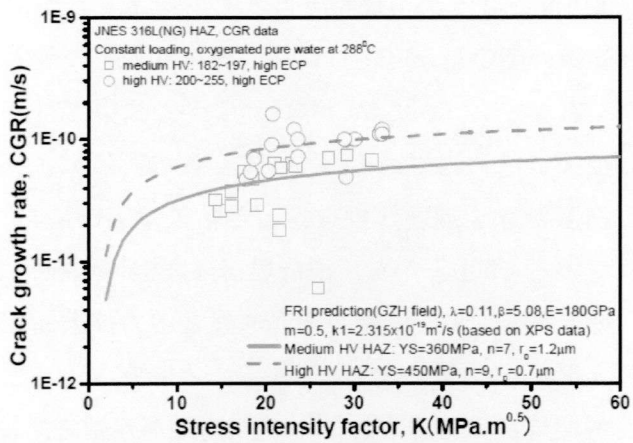



Fig. 1.7　Experimental and predicted results of relationship between crack growth rate and stress intensity factor[1.57].

### 1.2.3　残留応力分布を用いたき裂進展解析による構造物の寿命評価

第 1.2.2 項において，機械加工などにより導入される硬化が SCC の進展挙動に及ぼす影響について述べた．これらのき裂進展速度を評価するための試験では，荷重を試験片に作用させることでき裂を進展させることにより，き裂進展速度とき裂先端に生じる応力拡大係数との関係を得ている．実機を考えた場合，構造物に作用する負荷は運転時の内圧，熱応力，死荷重等が挙げられるが，その中で，最も大きな値を示すことが多いとともに，き裂進展挙動に顕著な影響を及ぼすのが残留応力である．我が国においては日本機械学会が定めた維持規格 [1.58]に基づき寿命評価がなされること

が国によって認められており，この寿命評価は残留応力および運転時の応力分布を用いたき裂進展解析によりなされる．残留応力分布を用いた寿命評価をする際の手順を以下に示す．

(1) 目視検査（Visual Testing; VT）や超音波探傷検査（Ultrasonic Testing; UT）などにより SCC が検出される．
(2) SCC が検出された構造物に対して数値解析などを用いて構造物の SCC が検出された領域に対応する残留応力分布を見積もる．
(3) 見積もった残留応力および運転時の応力分布から，き裂面に存在する応力分布を基に応力拡大係数を算出する．
(4)き裂進展速度と応力拡大係数の関係から単位時間あたりに進展するき裂量を求めることにより，単位時間後のき裂深さを得る．

実際の原子力発電プラントでは上記の（4）において得られたき裂深さに対して再度（1）～（4）を繰返し，残りの寿命が5年以下になると評価された段階で補修や取替えを行わなければならない．第 1.2.2 節においてき裂進展速度は硬さの影響を受けることを示したが，維持規格に採用されているき裂進展速度と応力拡大係数の関係は，実験において得られた値の最大値を包括するような安全側の設定がなされている．原子力プラントにおいてはわずかな損傷でも甚大な事故に繋がる恐れがあるとの前提から安全側の評価が行われている．この安全側の評価により，材料の硬化の影響を考慮せずとも，維持規格に準拠したき裂進展解析を行った結果は実機において検出されている SCC を包括することが報告されている[1.59]ことから，維持規格は実機に顕在化した SCC 進展挙動を十分に評価できるものである．維持規格においてき裂進展速度と応力拡大係数の関係は既に定められていること，また，運転応力は運転時の環境や幾何形状等により定まることから，配管施工により発生する残留応力分布に更なる注目が集まっており，端部拘束が残留応力に及ぼす影響[1.60]や残留応力分布が表面き裂の応力拡大係数に及ぼす影響[1.61]，また，き裂が存在する場合の残留応力分布の再分布に関する報告[1.60, 1.62]がなされている．

ここで，実機プラントにおいては，VT や UT により検出された SCC に対してのみ寿命評価がなされるが，UT により検出される最小き裂深さは 1 ~ 2 mm であるとされている[1.63]ため，それ以下のき裂深さを有する SCC，つまり，BWR における TGSCC の検出は困難である．発生した TGSCC の全てが構造物の寿命に大きな影響を及ぼす訳ではないものの，予防・保全といった観点からは，上述のように，わずかな損傷でも甚大な事故に繋がる恐れがあるとの前提が重要となる．すなわち，SCC の発生をも含めた検討が重要となる．また，BWR 環境下における SUS316L 鋼の SCC に関しては，その発生に対しておよそ 600 MPa とした応力のしきい値[1.64]が提案されている．TGSCC は表面機械加工を施した表面において発生していることから，表面機械加工により発生する残留応力に関する検討が重要となる．さらに，現状の配管製作時の施工過程に注目してみると，内径合わせお

よび表面仕上げのための表面機械加工後に突合せ溶接が施される．このように，表面機械加工後の溶接や熱時効など，複数の施工が施された場合には，残留応力はそれぞれの加工で生じる応力とは異なる傾向を示す可能性が示唆されている[1.65-1.67]．また，表面機械加工層では溶接熱サイクルに伴う組織変化が生じ[1.68]，この組織変化は残留応力に影響を及ぼすことも想定されることから，SCCの発生および進展を評価するためには，施工過程に伴う残留応力変化に関する検討が重要となる．

## 1.3 本研究の目的

現段階においてSCCを「完全に」防ぐことは現実的に困難であることから，原子力発電プラントの安全性の向上のためには，より詳細な寿命評価を行った上で，補修・取替えを行うことにより安全を確保していくことが重要である．つまり，SCCの進展過程のみならず，発生過程をも考慮することが重要となり，そのためには，詳細な残留応力分布を把握する必要がある．

そこで本研究では，まず，配管の溶接接合過程により発生する残留応力分布の詳細な把握を目的として，表面機械加工時に発生する残留応力分布特性の把握を行うとともに，表面機械加工により発生した残留応力分布に及ぼす溶接の影響を検討することにより，表面機械加工後に溶接を施した場合の残留応力変化挙動に関して検討を行った．さらに，実機配管の運転環境を模擬した環境下においてSCC発生試験を行うことにより，SCC発生過程に対して確率論的な検討を試みた．最後に，SCCの発生および進展に及ぼす残留応力分布の影響に関する検討を目的として，配管の突合せ溶接を対象とした数値解析を行うとともに，SCC発生過程に関する検討結果および残留応力分布を用いたき裂進展解析を行うことにより，SCC発生および進展過程を考慮した配管の寿命評価を行った．Fig. 1.8に本研究のフローチャートを示す．

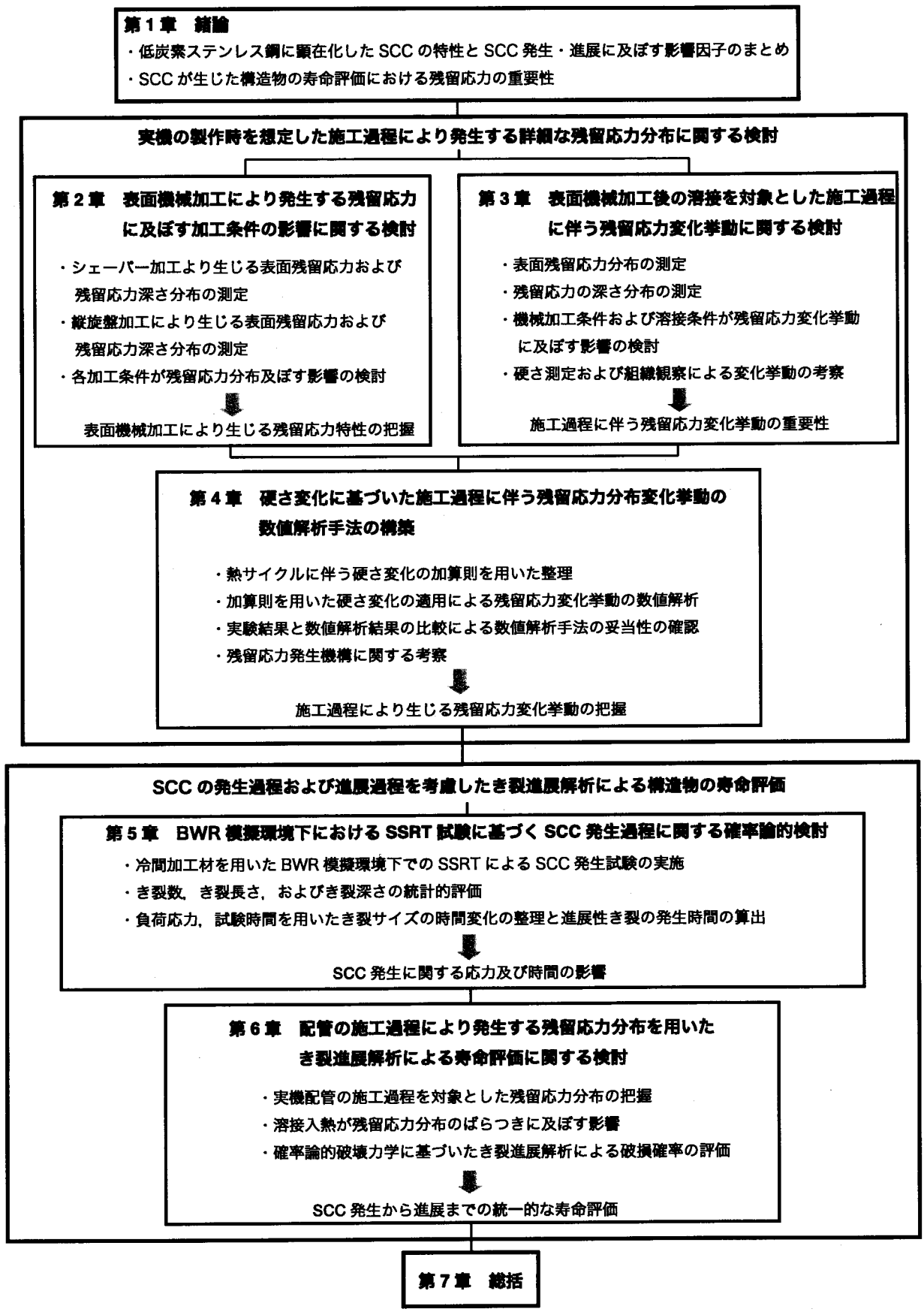



Fig. 1.8　Flowchart of this study.

## 1.4 本研究の構成

本論文は7章からなり，構成は以下に示す通りである．

第1章では，これまで原子力発電プラントにてSCCが発生した事例をまとめるとともに，従来のSCCに関連する研究により得られた知見を示した．さらに，実機でのSCCを対象とした構造物の寿命評価行う際には，表面機械加工および溶接により発生する残留応力が重要な因子であることに言及し，実機配管の施工により発生する残留応力分布に注目することで，本研究の目的を明確にした．

第2章では，X線回折法を用いて二次元切削状態を対象としたシェーパー加工および三次元切削状態を対象とした縦旋盤加工時の残留応力分布の把握を行った．さらに，表面機械加工により発生する残留応力に対する加工条件の影響に関して検討を行った．

第3章では，配管の施工過程を模擬して，表面機械加工を行った試験体に対してビードオンプレート溶接を行い，X線回折法を用いて残留応力分布を測定することにより，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動，および残留応力分布に及ぼすに表面機械加工，溶接条件の影響を把握した．さらに，ビッカース硬さ測定，EBSDを用いた組織観察を行うことにより，施工過程に伴う残留応力変化挙動の発生要因について検討した．

第4章では，恒温熱時効時の硬さ変化挙動を把握・整理を試みるとともに，ビードオンプレート溶接を対象とした数値解析に対して硬さ変化を加算則として適用することにより，表面機械加工後のビードオンプレート溶接を対象とした施工過程に伴う残留応力変化挙動の評価が可能な数値解析を構築した．さらに，構築した数値解析手法を用いて，溶接熱影響部において生じる残留応力の発生機構に関する検討を行った．

第5章では，冷間圧延加工を施した試験体に対してBWR模擬環境下において種々の伸びひずみまでの低ひずみ速度引張試験を行うことにより，SCCの発生状況が異なる試験体を作成し，これらの試験片に発生したSCCのき裂数，き裂長さ，アスペクト比を基に算出したき裂深さに対して統計的な評価を行った．さらに，き裂深さを負荷応力および時間の関数として整理することでき裂深さの時間変化に関する検討を行い，SCCが進展性き裂に成長するまでの時間，および進展性き裂に達した時点でのき裂深さのばらつきに関する検討を試みた．

第6章では，第4章で構築した数値解析手法を基に，実機配管に施される表面機械加工および突合せ溶接を対象とした数値解析を行うことにより，配管の溶接接合過程により発生する残留応力分布の把握を試みた．数値解析により得られた残留応力分布および，第5章で得られた進展性き裂の発生時間に関する検討結果を用いて確率論的破壊力学に基づいたき裂進展解析を行うことにより，施工条件が実機配管の破損確率に及ぼす影響に関する検討を行った．

第7章では，本研究の総括を示す．

## 第 1 章の参考文献


1.1) 植松均, “データに見る原子力プラントの経年劣化”, エネルギーレビュー, Vol. 19, No. 6 (1999), pp. 20-22.

1.2) J. N. Kass, W. L. Walker and A. J. Giannuzi, “Stress corrosion cracking of welded type 304 and 304L stainless steel under cyclic loading”, Corrosion, Vol. 36 (1980), pp. 299-305.

1.3) J. N. Kass, J. C. Lemaire, R. B. Davis, J. E. Alexander and J.C. Danko, “Comparative Stress Corrosion Behavior of Welded Austenitic Stainless Steel Pipe in High Temperature High Purity Oxygenated Water”, Corrosion, Vol. 36 (1980) 686-698.

1.4) T. M. Angeliu, P. L. Andresen, M. L. Pollick, R. Horn, V. McCarthy and J. Walmsley, “The IGSCC. Behavior of L-Grade Stainless Steels in 288°C Water”, Proceedings of 8th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors, American Nuclear Society, America Island, Florida, Aug. 10-14, Vol.2 (1997), pp. 649-662.

1.5) 独立行政法人原子力安全基盤機構, “原子力用ステンレス鋼の耐応力腐食割れ実証に関する報告書”, 04 基材報-0011 (2004).

1.6) Yuichi Okamura, Akihiro Sakashita, Toshihiko Fukuda, Hironobu Yamashita and Tsuneo Futami, “Latest SCC Issues of Core Shroud and Recirculation Piping in Japanese BWRs”, Transactions of the 17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 17), Prague, Czech Republic, August 17 –22 (2003).

1.7) T. M. Angeliu, “Microstructural characterization of L-grade stainless steels relative to the IGSCC behavior in BWR environments”, Proceedings of 10th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, National Association of Corrosion Engineers, Lake Tahoe, Nevada, Aug. 5-9, (2001).

1.8) 鈴木俊一, 高守謙郎, 熊谷克彦, 大木俊, “BWR における低炭素ステンレス鋼の SCC 形態の評価”, 圧力技術, 第 42 巻, 第 4 号 (2004) p.188-198.

1.9) 小若正倫, “新版 金属の腐食損傷と防食技術”, アグネ社 (1995).

1.10) 北川英夫, 小寺沢良一, “フラクトグラフィ”, 培風館 (1977).

1.11) 原子力安全・保安院, “東京電力 (株) 福島第二原子力発電所 3 号機の定期検査中に発見されたトラブルについての東京電力 (株) からの報告について” (2001).

1.12) 東京電力 (株), “福島第二原子力発電所 2 号機 シュラウド胴部他のひびについて” (2003).

1.13) 原子力安全・保安院, “中部電力 (株) 浜岡原子力発電所 4 号機の炉心シュラウドのひび割れについて” (2003).

1.14) 日本原子力研究所, “東京電力 (株) 柏崎刈羽原子力発電所 1 号機のシュラウドのひび割れ部における調査の概要” (2003).

1.15) 原子力安全・保安院，“女川原子力発電所 1 号機 炉心シュラウドの中間部リングおよび下部リングのひびについて”（2003）.
1.16) 東京電力（株），“柏崎刈羽原子力発電所 3 号機 シュラウド下部リングおよびシュラウドサポートリングのひびについて（概要版）”（2003）.
1.17) 中国電力（株），“島根原子力発電所 2 号機炉心シュラウド中間胴のひびについて”（2003）.
1.18) 原子力安全・保安院，“関西電力（株）美浜発電所 2 号機A- 蒸気発生器 1 次冷却材入口管台溶接部の損傷について”（2007）.
1.19) 日本原子力発電株式会社，“敦賀発電所 2 号機の定期検査の状況について（蒸気発生器入口管台溶接部の傷の原因と対策）”（2008）.
1.20) 原子力安全・保安院，“関西電力㈱高浜発電所 3 号機蒸気発生器 1 次冷却材入口管台溶接部の損傷の原因と対策について”（2008）.
1.21) 原子力安全・保安院，“蒸気発生器一次冷却材出入口管台溶接部内表面におけるき裂への対応について（解説）”（2008）.
1.22) 日本原子力技術協会，“予防保全工法ガイドライン –水中レーザクラッド溶接工法–”，JANTI-VIP-07 第 1 版（2009）.
1.23) 日本原子力技術協会，“予防保全工法ガイドライン –水素注入による環境改善硬化の評価方法–”，JANTI-VIP-13 初版（2012）.
1.24) 日本原子力技術協会，“予防保全工法ガイドライン –ピーニング工法–”，JANTI-VIP-03 第 2 版（2008）.
1.25) 日本原子力技術協会，“予防保全工法ガイドライン –研磨による応力改善工法–”，JANTI-VIP-10 第 1 版（2009）.
1.26) 原子力安全・保安院，“炉心シュラウド及び原子炉再循環系配管の健全性評価について –検討結果の整理–”（2004）.
1.27) 日本原子力技術協会，“予防保全工法ガイドライン –外面からの入熱による応力改善方法–”，JANTI-VIP-02 第 1 版（2008）.
1.28) A. Turnbull, “Modeling of environment assisted cracking”, Corrosion Science, Vol. 34, No. 6 (1993), pp. 921-960.
1.29) Hugh L. Logan, “Film-rupture mechanism of stress corrosion”, Journal of Research of the National Bureau of Standards, Vol. 48, No. 2 (1952), pp. 99-105.
1.30) D. A. Vermilyea, “A film-rupture model for stress corrosion cracking. Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys (eds R. W. Staehle J. Hochman, R. D. McCright and J. E. Seater)”, NACE, Houston (1977), pp. 208-217.
1.31) F. P. Ford, “Mechanisms of environmentally-asisted cracking”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 40, No. 44 (1989), pp. 343-362.

1.32) R. N. Parkins, "Factors influencing stress corrosion crack growth kinetics", Corrosion, Vol. 43, No. 3 (1987), pp. 130-139.

1.33) P. L. Andresen and F. P. Ford, "Fundamental modeling of environmental cracking for improved design and lifetime evaluation in BWRs", Journals of Pressure Vessels and Piping, Vol. 59 (1994), pp. 61-70.

1.34) F. P. Ford, "Quantitative prediction of Environmentally assisted cracking", Corrosion, Vol. 52, No. 5 (1995), pp. 375-395.

1.35) R. N. Parkins, "Predictive approaches to stress corrosion cracking failure", Corrosion Science, Vol. 20 (1980), pp. 147-160.

1.36) P. L. Andresen, "Environmentally assisted growth rate response of nonsensitized AISI 316 grade stainless steels in high temperature water", Corrosion Science, Vol. 44, No. 7 (1988), pp. 450-460.

1.37) T. Shoji, S. Suzuki and R. G. Ballinger, "Theoretical prediction of SCC growth behavior-threshold and plateau growth rate", Proceedings of 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors, Breckenridge, CO (1995), p. 881-891.

1.38) T. Satoh, T. Nakazato, S. Moriya, S. Suzuki and T. Shoji, "Quantitative prediction of environmentally assisted cracking based on a theoretical model and computer simulation", Journal of Nuclear Materials, Vol. 258-263 (1998), pp. 2054-2058.

1.39) Q. J. Peng, J. Kwon and T. Shoji, "Development of a fundamental crack tip strain rate equation and its application to quantitative prediction of stress corrosion cracking of stainless steels in high temperature oxygenated water", Journal of Nuclear Materials, Vol. 324 (2004), pp. 52-61.

1.40) H. Xue, Y. Sato and T. Shoji, "Quantitative estimation of the growth of environmentally assisted cracks at flaws in light water reactor components", Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 131 (2009), pp. 011404.1-011404.9.

1.41) 鈴木俊一，熊谷克彦，岡村祐一，福田俊彦，山下裕宣，山下理道，"維持基準を適用した炉心シュラウドの SCC 損傷評価"，保全学，Vol. 3, No. 2 (2004), pp. 59-64.

1.42) M. Tsubota, Y. Kanazawa, H. Inoue, "Effect of cold work on the SCC susceptibility of austenitic stainless steels", Proceedings of 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors-, Vol. 1 (1995), pp. 519-527.

1.43) 石山宜寿，黛 正己，水谷義弘，谷 純一，"316 系ステンレス鋼の高温高圧純水中応力腐食割れに及ぼす機械加工および熱処理の影響"，日本金属学会誌，第 69 巻，第 12 号 (2005)，pp. 1049-1052.

1.44) T. Couvant, L. Legras, F. Vaillant, J. M. Boursier, Y. Rouillon, "Effect of strain-hardening on stress corrosion cracking of AISI 304L stainless steel in PWR primary environment at 360°C", Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors – (2005), pp. 1069-1081.

1.45) O. Raquet, E. Herms, F. Vaillant and T. Couvant, "SCC of cold-worked austenitic stainless steels in PWR conditions", Advances in Materials Science, Vol. 7, No. 1 (2007), pp. 33-46.

1.46) S. L. Hong, "Influence of surface condition on primary water stress corrosion cracking initiation of Alloy 600", Corrosion Science, Vol. 57, No. 4 (2001), pp. 323-333.

1.47) E. Richey, D. S. Morton and M. K. Schurman, "SCC initiation testing of nickel-based alloys using in-situ monitored uniaxial tensile specimens", Proceedings of 12th International Conference on Environmentaly Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors – (2005), pp. 947-958.

1.48) M. Tsubota, Y. Katayama and Y. Saito, "Stress corrosion crack growth behavior of cold worked austenitic stainless steel in high temperature water", Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors - (2005), pp. 109-114.

1.49) 升岡正，黛正己，新井拓，谷純一，"SUS316L ステンレス鋼の SCC き裂進展に及ぼす加工硬化の影響"，材料と環境，第 56 巻（2007），pp. 93-98.

1.50) M. Itow, M. Kikuchi, N. Tanaka, J. Kuniya, M. Yamamoto, S. Yamamoto, S. Suzuki, S. Namatame and T. Futami, "SCC growth rates and reference curves for low carbon stainless in BWR environment", ASME/JSME 2004 Pressure Vessels and Piping Conference (PVP2004), PVP-Vol.479, Residual Stress, Fracture, and Stress Corrosion Cracking (2004), pp.167-173.

1.51) P. L. Andresen, L. M. Young, W. R. Catlin, and R. M. Horn, "Stress corrosion crack growth rate behavior of various grades of cold worked stainless steel in high temperature water", Corrosion/2002, Paper 02511, NACE (2002).

1.52) P. L. Andresen, P. W. Emigh, M. M. Morra, R. M. Horn, "Effects of yield strength, corrosion potential, stress intensity factor, silicon and grain boundary character on the SCC of stainless steels," Proceedings of 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors (2003), pp. 816.

1.53) P. L. Andresen, "K/Size effects on SCC in irradiated, cold-worked and unirradiated stainless steel," Proceedings of 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems–Water Reactors (2003), pp. 870.

1.54) T. Shoji, G. Li, J. Kwon, S. Matsushima and Z. Lu, "Quantification of yield strength effects on IGSCC of austenitic stainless steels in high temperature water", Proceedings of 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System -Water Reactors (2003), pp. 834-843.

1.55) T. Sato and T. Shoji, "Effects of specimen size and thickness on CGR in high temperature waters", Proceedings of 11th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear

Systems-Water Reactors (2003), pp. 862-869.

1.56) K.Watanabe, T.Yamamoto, T. Shoji, "3D-FEM Simulation of EAC Crack Growth Based on the Deformation/Oxidation Mechanism", Proceedings of 11th international conference Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems –Water Reactors (2003), pp.855-861.

1.57) 株式会社インテリジェント・コスモス研究機構, "高経年化対策強化基盤整備事業 -経年劣化事象の解明等- 総括報告書" (2011).

1.58) 日本機械学会, "発電用原子力設備規格 維持規格 (2008 年版)", JSME S NA1 – 2008.

1.59) 町田秀夫, 高守謙郎, 堂崎浩二, "SCC き裂進展線図を用いたき裂進展予測と観測データの比較検討", 日本機械学会, M&M 材料力学カンファレンス (2010), pp. 1235-1237.

1.60) 宮崎克雅, 沼田政宣, 斉藤高一, 望月正人, "配管端部から円周溶接部までの距離が残留応力と応力拡大係数に及ぼす影響 –溶接残留応力場における SCC き裂進展評価 (第 1 報)" 溶接学会論文集, 第 24 巻, 第 1 号 (2006), pp. 70-77.

1.61) 宮崎克雅, 望月正人, "表面き裂の応力拡大係数とき裂進展挙動に及ぼす残留応力分布および部材形状の影響 –溶接残留応力場における SCC き裂進展評価 (第 2 報)", 溶接学界論文集, 第 24 巻, 第 1 号 (2006), pp. 78-86.

1.62) 大城戸忍, 林真琴, 皆川宣明, 森井幸生, 安藤柱, "中性子回折法による配管溶接部の残留応力およびき裂進展に伴う再分布挙動の評価", 圧力技術, 第 43 巻, 第 4 号 (2005), pp. 20-27.

1.63) 独立行政法人 原子力安全基盤機構, "原子力発電施設検査技術実証事業に関する報告書 (超音波探傷試験における欠陥検出性及びサイジング精度の確認に関するもの)", 05 基材報 -0002 (2005).

1.64) 竹田貴代子, 谷山明, 工藤赳夫, 内田仁, 水木純一郎, "表面硬化層を有する低炭素 316 ステンレス鋼の高温水中での SCC 挙動", 材料と環境, 第 58 巻 (2009), pp. 228-233.

1.65) P. S. Prevéy, P. W. Mason, D. J. Hornbach, and J. P. Molkenthin, "Effect of prior machining deformation on the development of tensile residual stresses in weld fabricated nuclear components", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 5, No. 1 (1996), pp. 51-56.

1.66) 大西陽子, 藤尾和樹, 角谷英剛, 山本厚之, 椿野晴繁, 寺澤倫孝, "加工後時効熱処理を施した原子炉用低炭素ステンレス鋼の時効析出と残留応力の変化", 日本金属学会誌, 第 72 巻, 第 5 号 (2008), pp. 360-365.

1.67) T. Hashimoto, Y. Osawa, S. Itoh, M. Mochizuki and K. Nishimoto, "Long-term stability of residual stress improvement by water jet peening considering working processes", Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 134, in press (2012).

1.68) 加藤浩史, 高橋誠, 池内建二, "切削加工を受けたオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 の表面強加工組織に対する溶接熱影響", 溶接学会全国大会講演概要 Vol. 82, (2008) pp. 160-161.

# 第２章　表面機械加工により発生する残留応力に及ぼす加工条件の影響に関する検討

## 2.1　緒言

SCC は表面機械加工を施した被削面において発生することから，表面機械加工が SCC 発生へ及ぼす影響に注目が集まっている．対象鋼材であるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L において，表面機械加工が SCC に及ぼす影響に関しては様々な研究がなされており，加工硬化層でのき裂進展速度は母材のそれと比較して早いき裂進展速度を示す結果が報告[2.1,2.2]されている．しかしながら，表面機械加工が SCC に及ぼす影響としては加工硬化層だけでなく，残留応力も重要な因子である．表面機械加工時に発生する残留応力に関しては，被削表面において，降伏応力（270 MPa 前後）を大きく上回る引張残留応力を示し，深さ方向に急激な分布を持つことで，被削表面から数十～数百μm において圧縮残留応力に変化するといった定性的な傾向は古くから報告[2.3]されているが，表面機械加工時の残留応力は加工法や加工条件により大きく変化することが考えられ，SUS316L 鋼における BWR 環境下での SCC 発生しきい値の応力は 600 MPa であるといった報告[2.4]もなされていることから，実機の施工条件により発生する残留応力を把握することが重要である．また，実機配管においては，表面機械加工の後に溶接が施されるため，表面機械加工により生じた残留応力は後の施工である溶接により変化することが考えられるが，このような施工過程を考える場合にも表面機械加工のみにより発生する残留応力を把握しておくことは有用である．したがって，本章では，実機で施される表面機械加工を対象とした実験を行い，残留応力測定を行うことにより種々の条件における表面機械加工により発生する残留応力の把握を試みた．

## 2.2　表面機械加工時の力学的モデルと残留応力の生成機構

### 2.2.1　切屑状態に基づいた切削特性の分類

被削表面の残留応力は表面機械加工時の塑性変形および発熱により生成されるが，表面機械加工時に作用する力は主に切屑の生成に費やされるため，切屑形態から切削状態を知ることができる[2.5]．切削において生成される切屑形態の種類の模式図を Fig. 2.1 に示す．一般的な切屑形態として，流れ型，せん断型，むしれ型，き裂型が挙げられる[2.6]．以下にその特徴を示す．

・流れ型：切屑の厚さが一様であり，切屑の生成はせん断すべりによって発生し，顕著な破壊を伴わない形態であり，最も正常な切削状態．良好な仕上げ面が得られる．
・せん断型：台形状の切屑が周期的に形成される形態であり，切屑はせん断破壊の成長・伝播の繰

り返しにより発生するとされる．比較的もろい材料に対して切削を行った場合に生じる．仕上げ面も周期的に劣化する．

・むしれ型：純金属などの非常に延性に富んだ材料において発生する．切屑は刃先の延性破壊によりむしられるように除去されるため，仕上げ面の劣化も激しい．

・き裂型：セラミックスのような極めてもろい材料に対して切削を行った場合に生じ，刃先近傍のき裂の不安定伝播によるものである．仕上げ面は鋭い凹凸を示す．

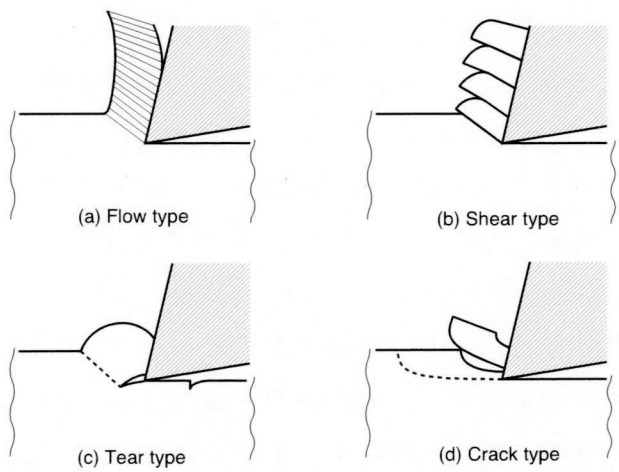



Fig. 2.1　Schematic illustration of chip configuration[2.6].

上記の切屑形状は，被削材や工具に用いられている材料のみならず，切削速度や切込みなどの加工条件や様々に存在する加工法によっても変化する．これらの加工法として，工具を固定して切削を行うもの，工具または被削材を回転させながら切削を行うものなど，主に切削を行う工具と被削材との関係においてそれぞれ異なった特性を持つ．しかしながら，工具と被削材が接触している，切削領域の微小部分に注目すると，これらの特性はFig. 2.2[2.7]に示すような，二次元切削，および三次元切削と呼ばれる二つの種類に大別することができる．

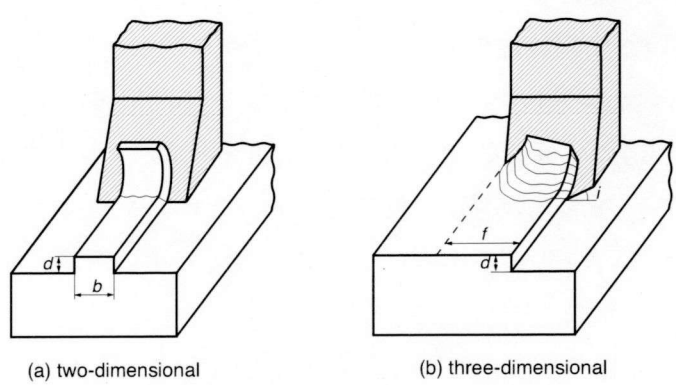



Fig. 2.2　Two-dimensional cutting and three-dimensional cutting[2.7].

### 2.2.2　二次元切削論

実用レベルでの加工では二次元切削状態として仮定できる加工はほぼ採用されず，ほとんどの場合が三次元切削状態である．しかしながら，現状では三次元切削状態の理論は完成されているとはいえず，二次元切削論を基にした展開および議論が数多くなされていることからも，切削時の力学的特性を適切に知るために，二次元切削状態を把握することが重要であると言える．二次元切削論は切込み $d$ に対して切削幅 $b$ が十分に大きい場合に成り立ち[2.6]，Fig. 2.3 に示すようなせん断面モデルを基に構築されている．Fig. 2.3 において，OA で表される線分が主せん断域，工具と切屑の接触領域が二次せん断域と呼ばれる．図中の幾何学的関係より，切削比 $r_c$ は以下の式（2.1）で表される．

$$r_c = \frac{d_1}{d_2} = \frac{\sin\phi}{\cos(\phi - \alpha)} \tag{2.1}$$

式（2.1）をせん断角φについて解けば，以下の式（2.2）が得られる．

$$\tan\phi = \frac{r_c \cos\alpha}{1 - r_c \sin\alpha} \tag{2.2}$$

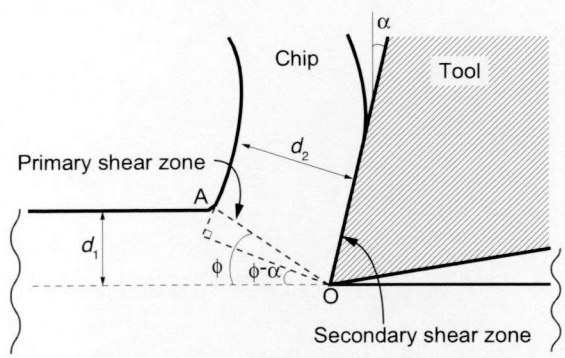



Fig. 2.3　Shear plane model for two-dimensional cutting.

次に，Fig. 2.3 に示したせん断面モデルに関して，Fig. 2.4 に示すような，工具がある時間増分前進した場合を考えると，せん断ひずみγは以下の式（2.3）で表される．

$$\begin{aligned}\gamma &= \frac{\Delta S}{\Delta y} \\ &= \frac{\mathrm{DH}}{\mathrm{AH}} + \frac{\mathrm{HA'}}{\mathrm{AH}} \\ &= \tan(\phi - \alpha) + \cot\phi\end{aligned} \tag{2.3}$$

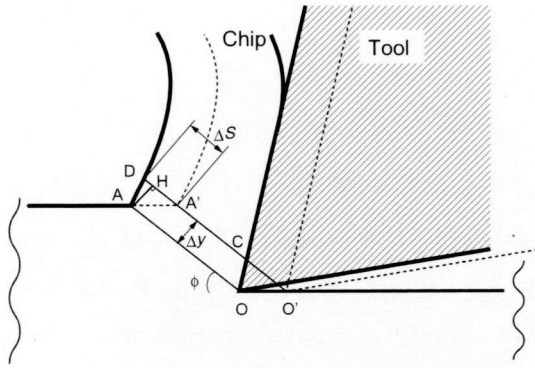



Fig. 2.4　Incremental shear plane model for two-dimensional cutting.

式（2.3）から分かるように，一般的に得られるような通常のφ，αの範囲（φ = 5~30°，α = -10~30°）では，φが増大すればγは減少し，αが増大すればφも増大してγが減少する．

流れ型切屑生成機構においては，切削速度 $V$，切屑速度 $V_c$，せん断速度 $V_s$ の三つの速度成分が存在しており，これらの速度成分は Fig. 2.5 に示すように，閉じた三角形を形成する．したがって，以下の式（2.4）が得られる．

$$\begin{aligned} V_c &= \frac{\sin\phi}{\cos(\phi-\alpha)}V \\ &= r_c \cdot V \\ V_s &= \frac{\cos\alpha}{\cos(\phi-\alpha)}V \\ &= \gamma\sin\phi \cdot V \end{aligned} \tag{2.4}$$

次にせん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ について考えると，$\dot{\gamma}$ は単位時間あたりのひずみ量であるから，以下の式（2.5）が得られる．

$$\begin{aligned} \dot{\gamma} &= \frac{\Delta\gamma}{\Delta t} \\ &= \frac{\Delta S}{\Delta y \Delta t} \\ &= \frac{1}{\Delta y}V_s \\ &= \frac{1}{\Delta y}\frac{V\cos\alpha}{\cos(\phi-\alpha)} \end{aligned} \tag{2.5}$$

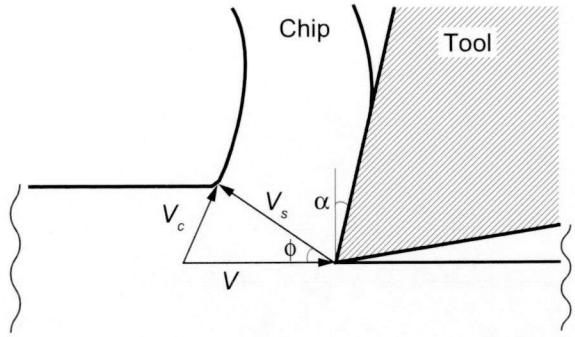



Fig. 2.5　Velocity vector in two-dimensional cutting model.

式（2.5）から分かるように，せん断域$\Delta y$の厚さが分かれば$\dot{\gamma}$を得ることができる．

表面機械加工時において切屑生成の変形がせん断域で生じるためには，せん断変形に要する力が必要であり，この力はすくい面を介して工具側から伝わり，この力は切削力と呼ばれる．その模式図をFig. 2.6に示す．せん断面に作用する力$R$とすくい面に作用する力$R'$は平行していることから，以下の式（2.6）が得られる．

$$R = -R' \tag{2.6}$$

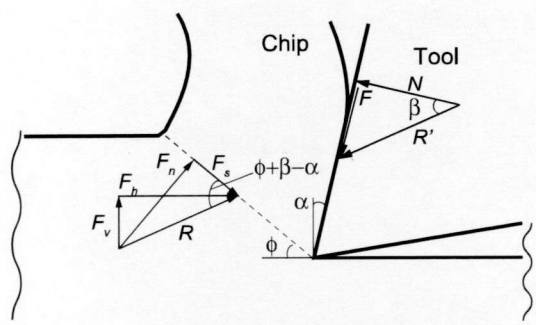



Fig. 2.6　Force equilibrium in two-dimensional cutting model.

この$R$，$R'$は合成切削力でと呼ばれ，$R$を切削方向と切削鉛直方向に分解することが可能であり，前者が水平分力$F_h$，後者が垂直分力$F_v$となる．水平分力および垂直分力は切削動力計を用いることにより測定が可能であり，また，主せん断面ではせん断力$F_s$，せん断面垂直力$F_n$が作用する．これらの主せん断面に作用する力は$F_h$，$F_v$用いて以下の式（2.7）のように表される．

$$\begin{aligned} F_s &= F_h \cos\phi - F_v \sin\phi \\ F_n &= F_h \sin\phi + F_v \cos\phi \end{aligned} \tag{2.7}$$

一方，すくい面では摩擦力$F$とすくい面垂直力$N$が作用し，以下の式（2.8）で表される関係が成

り立つ．

$$
\begin{aligned}
F &= F_h \sin\alpha + F_v \cos\alpha \\
N &= F_h \cos\alpha - F_v \sin\alpha
\end{aligned}
\tag{2.8}
$$

また，すくい面平均摩擦係数μは以下の式（2.9）で表される．

$$
\begin{aligned}
\mu &= \frac{F}{N} \\
&= \tan\beta \\
&= \frac{F_v + F_h \tan\alpha}{F_h - F_v \tan\alpha}
\end{aligned}
\tag{2.9}
$$

ここで，βは平均摩擦角である．式（2.7）を基に，せん断面上およびすくい面上の応力分布が一様であるとすると，せん断面せん断応力$\tau_s$，せん断面垂直応力$\sigma_s$は以下の式（2.10）で表される．

$$
\begin{aligned}
\tau_s &= \frac{\sin\phi}{bd}\left(F_h \cos\phi - F_v \sin\phi\right) \\
\sigma_s &= \frac{\sin\phi}{bd}\left(F_h \sin\phi + F_v \cos\phi\right)
\end{aligned}
\tag{2.10}
$$

また，すくい面摩擦応力$\tau_r$，すくい面垂直応力$\sigma_r$は切屑接触長さを $l$ として，式（2.8）を基に以下の式（2.11）で表される．

$$
\begin{aligned}
\tau_r &= \frac{1}{lb}\left(F_h \sin\alpha + F_v \cos\alpha\right) \\
\sigma_r &= \frac{1}{lb}\left(F_h \cos\alpha - F_v \sin\alpha\right)
\end{aligned}
\tag{2.11}
$$

以上のように，せん断面およびすくい面での応力状態を知ることができる．しかしながら，式（2.10），（2.11）で得られる応力はせん断面およびすくい面において応力が一様であることを仮定しており，切削試験から得られる水平分力および垂直分力からではせん断面およびすくい面上での応力分布を把握することはできない．被削材の残留応力分布を考えた場合，この応力分布を知ることが重要であり，水平分力，垂直分力から残留応力を把握することは困難である．さらには，表面機械加工に発生する熱や，この理論では考慮されていない工具先端の底部と新生面（被削面）との接触も重要な因子であることから，残留応力を検討するには十分ではないのが現状である．

### 2.2.3 表面機械加工時の残留応力に及ぼす加工条件の影響

本研究においては被削面の残留応力に注目しているが，被削面は工具前方の圧縮領域から主せん断域に達し，主せん断域から工具刃先を通って被削面として生成される．そのため，被削面での残留応力はこれらの領域を通過してくる際に受ける応力履歴に大きな影響を受ける．この応力履歴は第 2.2.2 節において示した式から分かるように，切削速度や切込み，すくい角等の加工条件により変化することから，残留応力も加工条件により変化することが様々な研究により報告されている．

土田ら[2.8]は構造用炭素鋼 S45C の焼鈍材および焼入れ焼戻し材に対して，切削速度 5.0~395 m/min，送り 0.05~0.40 mm/rev，切込み 0.2~6.0 mm の条件で旋削加工を行い，X 線回折法により残留応力を測定した結果，表面残留応力は以下の式（2.12）で整理できることを報告している．

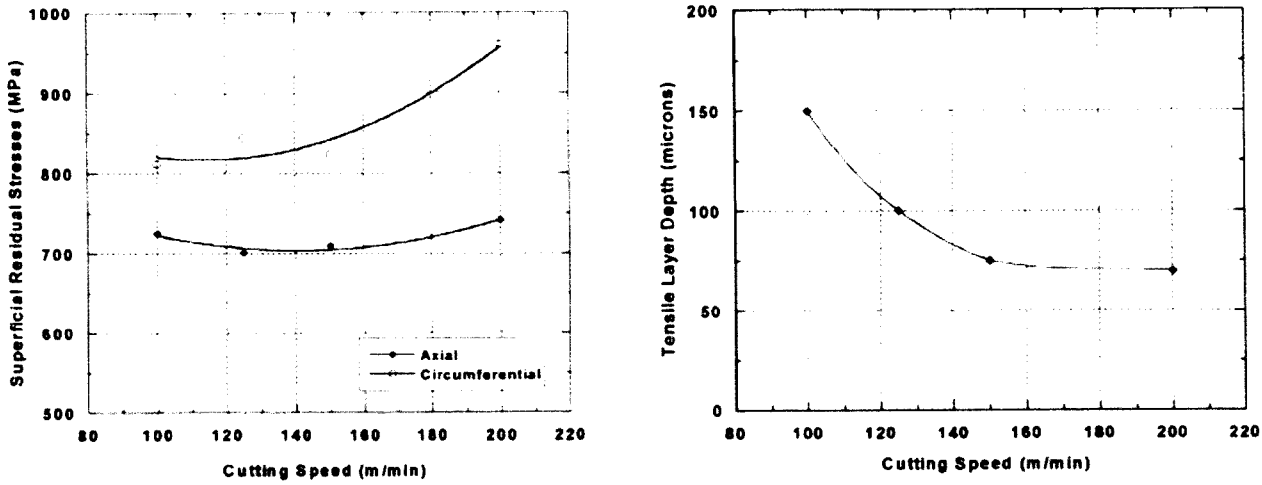
$$\sigma = a_1 f \log V + a_2 f + a_3 \log V + a_4 d + a_5 + a_6 \left( fd - a_7 \right)^2 \tag{2.12}$$

ここで，σ：残留応力（kgf/mm$^2$）$V$：切削速度（m/min），$f$：送り（mm/rev），$d$：切込み（mm），$a_1$~$a_7$：定数であり，定数は Table 2.1 に示す通りである．焼鈍材の適用範囲に対しては，$5.0 < V < 220$，$0.3 < f < 0.5$，$0.2 < d < 6.0$ であり，焼入れ焼戻し材の場合，$5.0 < V < 190$，$0.03 < f < 0.35$，$0.2 < d < 4.0$ の範囲において適用可能である．

Table 2.1 Material constants for equation (2.12).

| | | $a_1$ | $a_2$ | $a_3$ | $a_4$ | $a_5$ | $a_6$ | $a_7$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Annealed | Circumferential | 381 | -593 | 3.18 | -29.3 | 0 | $3.86\times10^4$ | 0.036 |
| | Axial | 254 | -379 | 13.2 | -37.2 | 0 | $3.41\times10^4$ | 0.036 |
| Quenched and tempered | Circumferential | 349 | -526 | -2.64 | 25.0 | -6.67 | $-7.03\times10^4$ | 0.036 |
| | Axial | 127 | -223 | 27.0 | 22.0 | -8.33 | $-5.90\times10^4$ | 0.036 |

本研究の対象鋼材である低炭素オーステナイト系ステンレス鋼に対しても，加工条件が残留応力分布に及ぼす影響に関する報告がなされている．M'Saoubi ら[2.3]は AISI316L 鋼に対して，切削速度 75~200 m/min,, 送り 0.1~0.3 mm/rev の条件にて旋削加工を行い，X 線回折法により残留応力を測定している．その結果，Fig. 2.7 に示すように，表面残留応力は切削速度とともに上昇し，引張残留応力層の厚さは切削速度とともに減少する傾向が得られている．また送りの影響としては，切削速度と比較して表面の残留応力値には大きく影響しないものの，Fig. 2.8 に示すように，送りの増加とともに引張残留応力層の厚さが大きく増加する結果が得られている．その他にも，純アルミニウム[2.9,2.10]や，AISI304[2.11]，39NiCrMo3 鋼[2.12]を対象とした報告等がなされている．




(a) surface residual stress　　(b) tensile layer depth

Fig. 2.7　Effect of cutting velocity on surface residual stress and tensile layer depth[2.3].

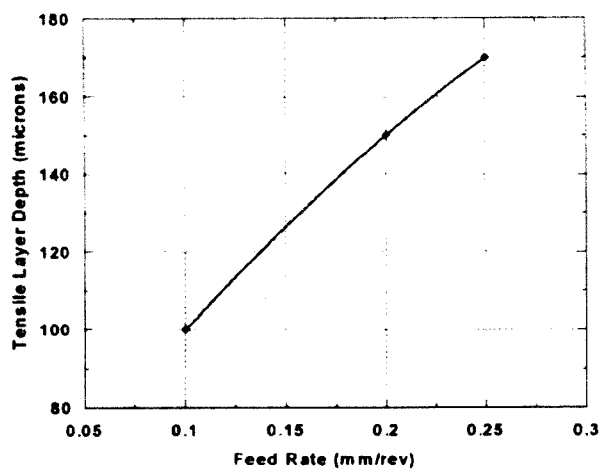



Fig. 2.8　Effect of feed rate on tensile layer depth [2.3].

### 2.2.4　表面機械加工時の残留応力発生モデル

表面機械加工により発生する残留応力の原因としては，機械的な作用により発生する塑性変形と，発熱に伴う熱応力が考えられる．機械的な塑性変形は切屑生成時に発生し，この塑性変形時および摩擦により熱応力が発生する．摩擦により発生した熱は，そのほとんどが切屑とともに流れていくことから，被削材の残留応力に影響を与える発熱は切屑生成時の塑性変形により発生するものが支配的である．つまり，被削材に残存する残留応力を把握するためには切屑生成時の塑性変形挙動を知ることが重要となる．Hill[2.13]は，工具前方における応力分布は Fig. 2.9 のような分布であることを示している．Fig. 2.9 より，被削材の応力履歴として，工具の前方において切削方向の圧縮応力

を受け，主せん断域が近づくことにより板厚方向の引張応力を受ける．被削材の表面残留応力は圧縮応力時に生じた圧縮塑性変形が後に発生する引張塑性変形に比べて大きい場合は引張残留応力が発生するとされており，逆に引張塑性変形の方が大きい場合は圧縮残留応力が生じると考えられている[2.14]．深さ方向の残留応力分布に関しては曲げ応力として生じるとされており[2.15]，このような考えに基づいた残留応力の発生に対して，Fig. 2.10 に示すようなモデルが提案されている[2.16]．Fig. 2.10 は加工層での圧縮変形と板厚方向からの拘束により発生する加工層での引張応力および母材での圧縮応力，またの曲げ応力の重畳により表面機械加工時の残留応力分布の説明がなされている．

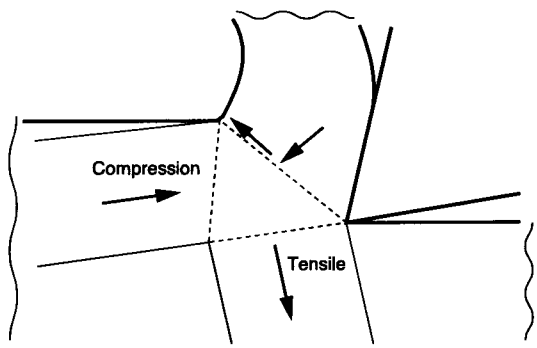



Fig. 2.9　Schematic illustration of stress distribution on tool ahead.

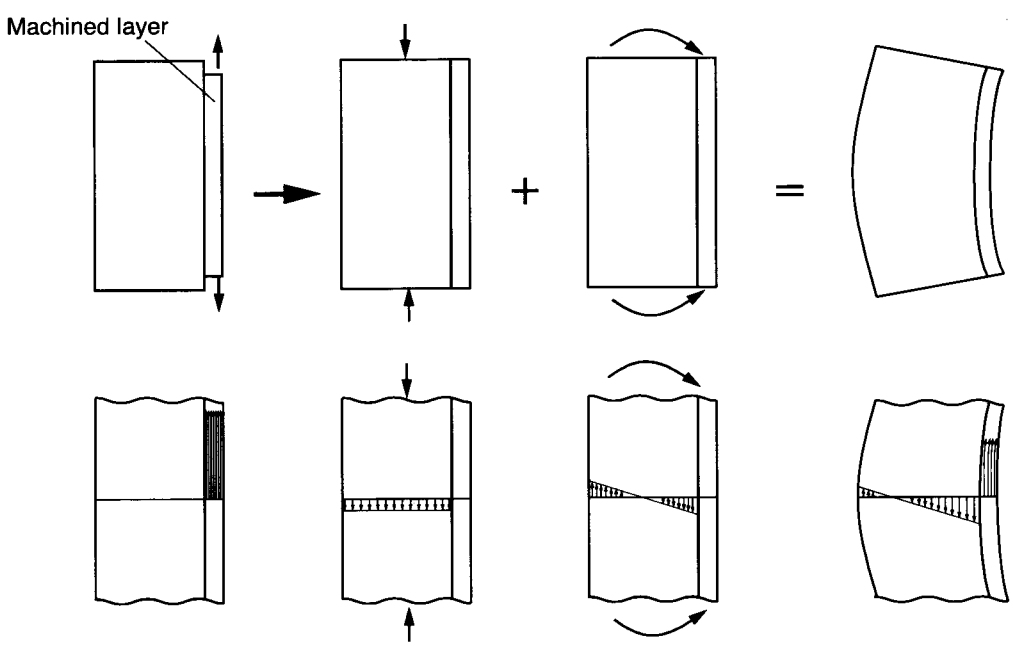



Fig. 2.10　Schematic model of residual stress generation by surface machining[2.16].

また，Jacobus ら[2.17]は表面機械加工時の残留応力発生モデルとして，Fig. 2.11 に示すモデルを提案している．このモデルでは被削材を三つの層に分けており，それぞれ，機械的および熱的影響を

受ける表面層，機械的影響のみを受ける表面下層，機械的，熱的影響のどちらも受けない母材層である．弾性ひずみを$\varepsilon^e$，塑性ひずみを$\varepsilon^p$，表面，表面下，および母材層における見かけのひずみをそれぞれ，$\varepsilon_S$，$\varepsilon_D$，$\varepsilon_B$とし，各層の特性から以下の式（2.13）が成り立つものとする．

$$\begin{aligned} \varepsilon_S &= \varepsilon_S^e + \varepsilon_S^p \\ \varepsilon_D &= \varepsilon_D^e + \varepsilon_D^p \\ \varepsilon_B &= \varepsilon_B^e \end{aligned} \tag{2.13}$$

Fig. 2.11 より，両端は剛体により拘束されていること，また，平衡条件から以下の式 (2.14)，(2.15) が成り立つ．

$$\varepsilon_S = \varepsilon_D = \varepsilon_B \tag{2.14}$$

$$\sigma_S d_S + \sigma_D d_D + \sigma_B d_B = 0 \tag{2.15}$$

ここで，$\sigma_i$：各層での応力，$d_i$は各層の厚さである．式（2.13），(2.14)，およびHookeの法則より，以下の式（2.16）を得る．

$$\frac{\sigma_S}{E} + \varepsilon_S^p = \frac{\sigma_D}{E} + \varepsilon_D^p = \frac{\sigma_B}{E} \tag{2.16}$$

式（2.16）と平衡条件を示す式（2.15）より，各層における残留応力は以下の式（2.17）で表される特性を有する．

$$\begin{aligned} \sigma_S &\approx -E\varepsilon_S^p \\ \sigma_D &\approx -E\varepsilon_D^p \qquad for \quad d_S << d_B, \;\; d_D << d_B \\ \sigma_S &\approx 0 \end{aligned} \tag{2.17}$$

また，表面層と表面下層に存在するひずみ差は熱ひずみ$\varepsilon_S^T$であることから，以下の式（2.18）で表される仮定が成り立つ．

$$\varepsilon_S^p = \varepsilon_D^p - \varepsilon_S^T \tag{2.18}$$

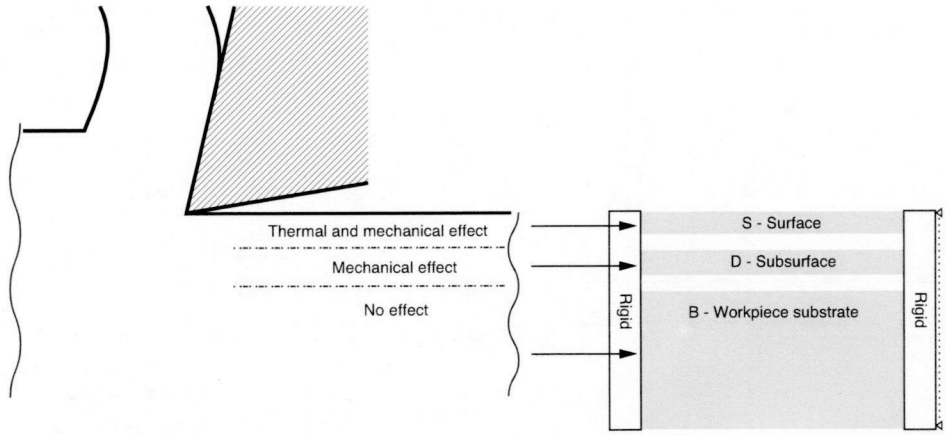



Fig. 2.11　Schematic model for surface machining-induced residual stress[2.17].

ここで，加工中に温度低下が生じず，加工終了後の冷却過程においてのみ温度低下が生じるとすれば，表面層に生じる熱ひずみ $\varepsilon_S^T$ は常に正の値となる．さらに，表面層の塑性ひずみの絶対値が表面下層の塑性ひずみの絶対値以上であるとすると，以下に示すような場合に応じて Fig. 2.12 に示すような残留応力分布が考えられる．

・Case 1：表面層の熱ひずみが表面下層の塑性ひずみと比較して小さい場合（$\varepsilon_D^p > \varepsilon_S^T \geq 0$）．

式（2.18）より表面層の塑性ひずみは引張となり，表面層の残留応力は圧縮応力を示す．同様に，表面下層の残留応力も圧縮応力を示し，塑性ひずみの差から表面下層の残留応力は表面層よりも高い値を示す（$\sigma_D > \sigma_S > 0$）．

・Case 2：表面層の熱ひずみが表面下層の塑性ひずみと比較して大きい場合（$\varepsilon_S^T > \varepsilon_D^p \geq 0$）．

式（2.18）より表面層の塑性ひずみは圧縮を示し，表面層では引張残留応力を示す．表面下層では引張塑性ひずみを示すことから，圧縮残留応力を示す（$\sigma_S > 0 > \sigma_D$）．

・Case 3：表面下層の塑性ひずみが圧縮を示す場合（$\varepsilon_D^p < 0$）．

熱ひずみは正の値であることから，式（2.18）より表面層の塑性ひずみはより大きな圧縮を示す（$\varepsilon_S^p \leq \varepsilon_D^p < 0$）．その結果として，表面層，表面下層共に引張残留応力を示すが，表面層の方が高い値を示す（$\sigma_S \geq \sigma_D > 0$）．

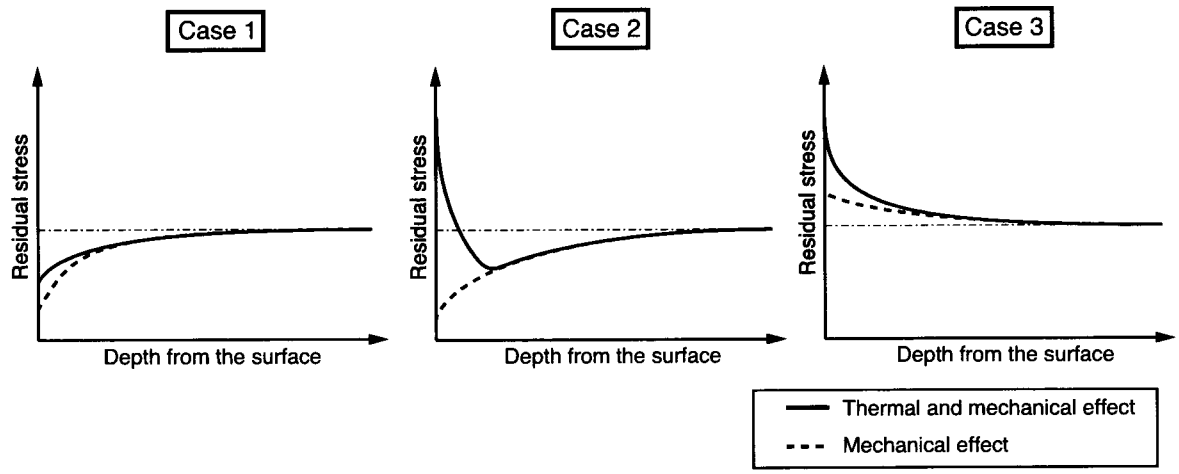



Fig. 2.12　Characteristics of residual stress distribution induced by surface machining[2.17].

以上のように，表面機械加工時の残留応力を検討する上では加工層での塑性ひずみ，またその板厚方向の分布が重要な因子である．表面機械加工により発生する塑性ひずみを測定する試み[2.9]はなされているものの，表面機械加工時の残留応力は被削表面から数十μm において急激な勾配を有することから，詳細な塑性ひずみを測定するためには煩雑な作業を有するとともに，高度な精密さが必要となる．

## 2.3　残留応力の測定法

### 2.3.1　応力弛緩法による残留応力測定法

従来から用いられている残留応力を測定する方法として，応力弛緩法が挙げられる．この方法はひずみゲージを試験体の残留応力測定を行う箇所に設置し，試験片を小さく分解することにより分解した試験片が有していた応力を解放し，その応力解放に伴う電気抵抗の変化をひずみとして測定することにより応力を算出する方法である．この応力弛緩法はその測定原理の簡易さから幅広い対象に対して用いられており，表面機械加工により発生する残留応力を対象として，たわみ角による算出[2.18]や，ひずみゲージを用いた測定を試みた例[2.19]も報告されている．表面機械加工により発生した残留応力を，ひずみゲージを用いた応力弛緩法により測定する際には，Fig. 2.13 に示すように，被削表面の反対側の表面に，ひずみゲージを設置し，残留応力を有する表面を逐次除去するとともに，裏側のひずみゲージにて逐次ひずみの変化を計測する．寺崎ら[2.20]は Fig. 2.13 に示すような板材に $x$ 方向の固有ひずみ $g_x$ のみが存在するときのひずみは以下の式（2.19）で表されることを示している．

$$\varepsilon_x = a + bz \tag{2.19}$$

式（2.19）に対して，残留応力を考える場合の力学的な境界条件として，$x$ 方向の合力，また，y 軸周りのモーメントが 0 より，$x$ 方向の残留応力は以下の式（2.20）で表される [2.19].

$$\sigma_x = E(z)\{\varepsilon_x - g_x(z)\} = E(z)\{a + bz - g_x(z)\} \tag{2.20}$$

ここで，E(x)：ヤング率であり，$a, b$ は以下の式（2.21）で与えられる．

$$\begin{aligned} a &= \frac{\int_0^h E(z)g_x(z)dz \cdot \int_0^h E(z)z^2 dz - \int_0^h E(z)g_x(z)z\,dz \cdot \int_0^h E(z)z\,dz}{\int_0^h E(z)dz \cdot \int_0^h E(z)z^2 dz - \left(\int_0^h E(z)z\,dz\right)^2} \\ b &= \frac{\int_0^h E(z)g_x(z)z\,dz \cdot \int_0^h E(z)dz - \int_0^h E(z)g_x(z)dz \cdot \int_0^h E(z)z\,dz}{\int_0^h E(z)dz \cdot \int_0^h E(z)z^2 dz - \left(\int_0^h E(z)z\,dz\right)^2} \end{aligned} \tag{2.21}$$

逐次研磨を施すことにより，試験体の裏面に設置したひずみゲージを用いてひずみを測定し，式（2.20）に逆問題として $g_x$ を推定することにより残留応力の算出が可能となる．しかしながら，この手法では，残留応力を算出する際に用いる式に大きく依存し，その値や分布が変化するため注意が必要である．

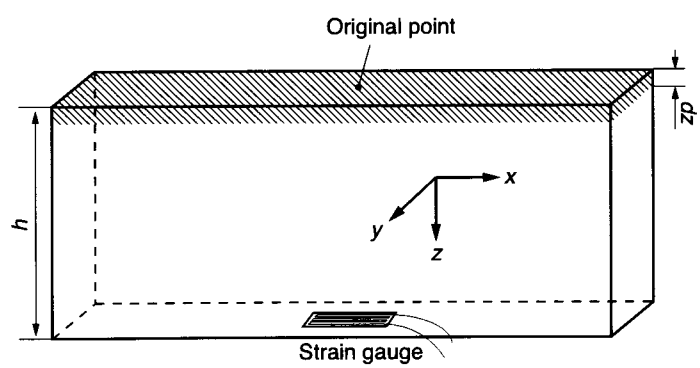



Fig. 2.13　Measurement method of machined residual stress using stress relief method[2.19].

### 2.3.2　X 線回折法による残留応力測定法

応力弛緩法などにより残留応力を測定する際の最も大きなデメリットが破壊法であることである．破壊法では文字通り残留応力を有する試験体を切断，または一部を除去することによりなされるため，再測定を行うことは不可能であり，再測定や測定値の信頼性を高めるために測定数を増やすためには再度試験体を作製する必要が生じる．さらには，応力弛緩法で得られる応力値は最終的

に切断を行った最小試験片が有する残留応力の平均値として得られるため，表面機械加工のように表面近傍にのみ大きな残留応力が生じる場合には，測定が困難となる．この応力弛緩法に対して，近年残留応力測定法として盛んに用いられているのが材料組織での回折現象を基にした X 線回折法である．X 線回折法では X 線の侵入深さに依存して極表面近傍の残留応力を測定することが可能であり，また非破壊法であるといった特徴を有する．さらには，上記の応力弛緩法とは異なり，X 線回折法では測定対象とする領域の残留応力を直接測定することが可能であるため，式（2.20）のような仮定を設定する必要はない．X 線回折法により残留応力を測定する際の基礎理論を以下に示す．

a. $\sin^2\psi$法

一般的な鋼材は多くの結晶粒により構成されており，いわゆる多結晶体材料と呼ばれる．材料に応力を付与した場合，材料組織のミクロレベルではこれらの結晶粒に応力が付与されている状態となり，Fig. 2.14 に示すように結晶粒の格子面間隔が変化する．X 線回折法ではこの格子面間隔の変化をひずみとして測定することにより応力を算出する手法である．この格子面間隔は，以下の式（2.22）で表される Bragg の回折条件により求められる．

$$2d\sin\theta = n\lambda \tag{2.22}$$

ここで，$d$：回折面間隔，θ：入射 X 線と回折 X 線のなす角，n：回折次数であり，通常は 1 として扱われる．材料に応力が作用することにより格子面間隔に変化が生じた場合の変化量$\Delta d$は，式(2.22)をλで全微分した以下の式（2.23）で表される．

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot\theta\cdot\Delta\theta \tag{2.23}$$

式（2.23）より明らかなように，Bragg 角の変化量Δθを求めることにより，格子面間隔の変化率が求まる．ここで，無ひずみ状態の格子面間隔 $d_0$に対する Bragg 角を$\theta_0$とし，格子面法線が試料面法線に対してψだけ傾いた場合の垂直ひずみ$\varepsilon_\psi$は，以下の式（2.24）で求められる．

$$\varepsilon_\psi = \left(\frac{\Delta d}{d_0}\right)_\psi = \left(\frac{d_\psi - d_0}{d_0}\right)_\psi = -\cot\theta_0\cdot\left(\theta_\psi - \theta_0\right) \tag{2.24}$$

ここで，平面応力状態とした仮定のもと，Fig. 2.15 に示すような座標系を考えると，主応力と主ひずみの関係はヤング率を $E$，ポアソン比をνとして，以下の式（2.25）で与えられる．

$$\begin{aligned}\varepsilon_1 E &= \sigma_1 - \nu\sigma_2 \\ \varepsilon_2 E &= \sigma_2 - \nu\sigma_1 \\ \varepsilon_3 E &= -\nu(\sigma_1 + \sigma_2)\end{aligned} \tag{2.25}$$

同様に，点 O を通り，互いに直交する 2 方向の応力$\sigma_x$，$\sigma_y$とひずみ$\varepsilon_x$，$\varepsilon_y$の関係は以下の式（2.26）で表される．

$$\begin{aligned}\varepsilon_x E &= \sigma_x - \nu\sigma_y \\ \varepsilon_y E &= \sigma_y - \nu\sigma_x \\ \varepsilon_z E &= -\nu(\sigma_x + \sigma_y)\end{aligned} \tag{2.25}$$

今，$\sigma_x$を求める場合を考え，Fig. 2.15 に示した OP 方向におけるひずみ$\varepsilon_\psi$を求めると，以下の式(2.26)のように表される．

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \left(\varepsilon_1 \cos^2\phi + \varepsilon_2 \sin^2\phi\right)\sin^2\psi + \varepsilon_3\left(1 - \sin^2\psi\right) \tag{2.26}$$

ここで，$\varepsilon_x$は主ひずみを用いて以下の式（2.27）で表され，式（2.27）を用いて式（2.26）を書き直すと，式（2.28）が得られる．

$$\varepsilon_x = \varepsilon_1 \cos^2\phi + \varepsilon_2 \sin^2\phi \tag{2.27}$$

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_x \sin^2\psi + \varepsilon_3\left(1 - \sin^2\psi\right) \tag{2.28}$$

式（2.28）に式（2.25）を代入して整理すると，以下の式（2.29）が得られる．

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_x \sin^2\psi - \frac{\nu}{E}(\sigma_1 + \sigma_2) \tag{2.29}$$

この式（2.29）を$\sin^2\psi$に関して偏微分し，式（2.24）を代入すると，以下の式（2.30）が得られる．

$$\sigma_x = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \cot\theta_0 \cdot \frac{\partial(2\theta_{\phi\psi})}{\partial(\sin^2\psi)}$$
$$= K \cdot M$$
$$\text{where} \quad \begin{cases} K = -\dfrac{E}{2(1+\nu)} \cdot \dfrac{\pi}{180} \cdot \cot\theta_0 \\ M = \dfrac{\partial(2\theta_{\phi\psi})}{\partial(\sin^2\psi)} \end{cases} \tag{2.30}$$

式(2.30)における $K$ は応力定数と呼ばれる材料定数であり，$M$ は $2\theta_{\psi}$-$\sin^2\psi$線図の傾きである．$\sin^2\psi$ 法[2.21]では種々のψ角に対する $2\theta_{\psi}$ を測定することにより $M$ を導出し，応力を算出することが可能な手法である．

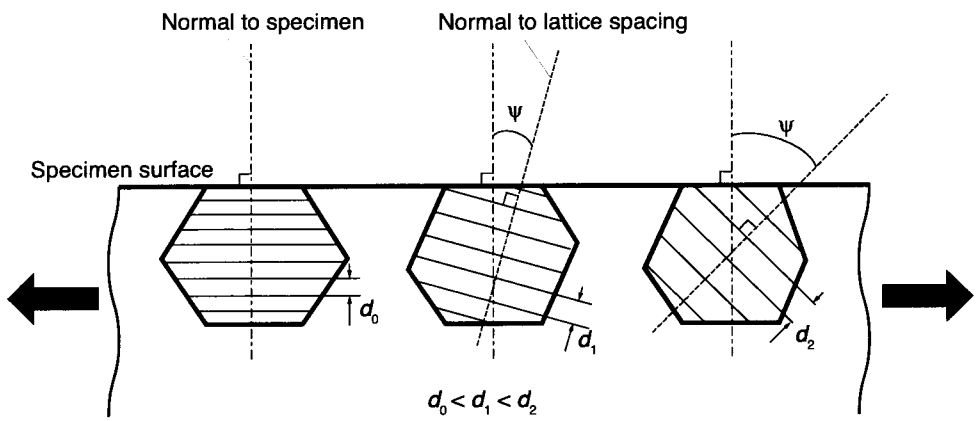



Fig. 2.14 Lattice spacing variation due to tensile stress.

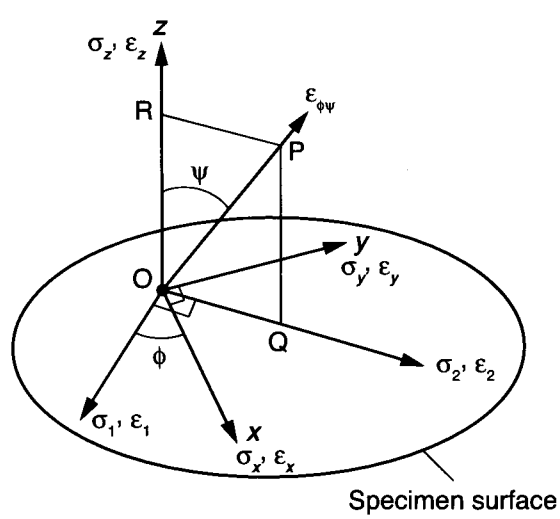



Fig. 2.15 Coordinate system for stress measurement for X-ray diffraction.

b. 2D 法

X 線回折による残留応力測定法としては，上述の $\sin^2\psi$ 法が汎用的に用いられているが，この方法は集合組織あるいは粗大粒組織を有する試料においては $\sin^2 y$ 線図が直線にならない，また，十分な回折強度を得られないといった問題が生じる．一方，He[2.22]により提案された 2D 法では，試料に X 線を照射した際の 2 次元回折像として検出することが可能なため，優先方位の存在する結晶，あるいは粗大結晶組織を有する試料においても回折線を検出することが可能である．2D 法における残留応力の算出は以下の式（2.31）を基本として行われる．

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\phi\psi} = {} & \varepsilon_{11}\cos^2\phi\sin^2\psi + \varepsilon_{12}\sin 2\phi\sin^2\psi + \varepsilon_{22}\sin^2\phi\sin^2 \\ & + \varepsilon_{13}\cos\phi\sin 2\psi + \varepsilon_{23}\sin\phi\sin\psi + \varepsilon_{33}\cos^2\psi\end{aligned} \tag{2.31}$$

ここで，$\varepsilon_{\phi\psi}$：$\phi$，$\psi$で定義されるひずみ，$\varepsilon_{11}$，$\varepsilon_{12}$，$\varepsilon_{22}$，$\varepsilon_{13}$，$\varepsilon_{23}$，$\varepsilon_{33}$： $x$，$y$，$z$ のひずみテンソル成分である．また，$\phi$は試験片の $S_3$ 軸回転，$\psi$は試験片の $S_1$ 軸回転，$\gamma$は Debye Cone の中心角，$\omega$は入射 X 線と $S_1$ 軸とのなす角度，$2\theta$は透過 X 線と散乱 X 線のなす角度である．これらの関係を表した模式図を Fig. 2.16 に示す．Debye Cone は透過側と反射側で 2 つ存在し，頂点の角度は Bragg の式の $2\theta$によって決定される．無ひずみの多結晶体に X 線を入射した場合，この 2 つの Debye Cone は一致するが，ひずみが存在すると，その形状にゆがみが生じる．無ひずみ状態の多結晶体では $2\theta$が一定となるが，試料に残留応力等が存在すると，Debye Cone にゆがみが生じることにより，$2\theta$が一定とはならない．2D 法ではそのゆがみの二次元データを$\gamma$方向に積分することにより，配向性および粗大粒子効果を考慮した残留応力を求めることができる．応力テンソルの試料座標は試料の向き（$\omega$，$\phi$，$\psi$），回折データ（$\gamma$，$2\theta$）に関係しており，以下の式（2.32）で表される．

$$f_{11}\varepsilon_{11} + f_{12}\varepsilon_{12} + f_{22}\varepsilon_{22} + f_{13}\varepsilon_{13} + f_{23}\varepsilon_{23} + f_{33}\varepsilon_{33} = \ln\left(\frac{\sin\theta_0}{\sin\theta}\right) \tag{2.32}$$

式 (2.32) の右辺はひずみを受けた Debye Cone により決定され，応力係数 $f_{ij}$ は以下に示す式 (2.33) および式（2.34）のように表される．

$$\begin{aligned} f_{11} &= A^2 \\ f_{12} &= 2AB \\ f_{22} &= B^2 \\ f_{13} &= 2AC \\ f_{23} &= 2BC \\ f_{33} &= C^2 \end{aligned} \tag{2.33}$$

$$
\begin{aligned}
A &= a\cos\phi - b\cos\psi\sin\phi + c\sin\psi\sin\phi \\
B &= a\sin\phi + b\cos\psi\cos\phi - c\sin\psi\cos\phi \\
C &= b\sin\psi + c\cos\psi \\
a &= \sin\theta\cos\omega + \sin\gamma\cos\theta\sin\omega \\
b &= -\cos\gamma\cos\theta \\
c &= \sin\theta\sin\omega - \sin\gamma\cos\theta\cos\omega
\end{aligned}
\tag{2.34}
$$

式（2.32）式の応力テンソルは原則として6つの回折データにより求められ，最小二乗法を用いることにより，標準偏差の小さい正確な値を求めることが可能となる．また，応力値を見積もるにはX線弾性係数が必要となり，X線弾性係数はヤング率$E$とポアソン比$\nu$を用いて，以下の式（2.35）で表される．

$$
\begin{aligned}
\frac{1}{2}S_2 &= \frac{1+\nu}{E} \\
S_1 &= -\frac{\nu}{E}
\end{aligned}
\tag{2.35}
$$

したがって，式（2.32）は以下の式（2.36）のように書き換えられる．

$$
p_{11}\sigma_{11} + p_{12}\sigma_{12} + p_{22}\sigma_{22} + p_{13}\sigma_{13} + p_{23}\sigma_{23} + p_{33}\sigma_{33} = \ln\left(\frac{\sin\theta_0}{\sin\theta}\right)
$$

$$
\begin{aligned}
i = j \quad \cdots \quad & p_{ij} = \frac{1}{E}\left[(1+\nu)f_{ij} - \nu\right] = \frac{1}{2}S_2 f_{ij} + S_1 \\
i \neq j \quad \cdots \quad & p_{ij} = \frac{1}{E}(1+\nu)f_{ij} = \frac{1}{2}S_2 f_{ij}
\end{aligned}
\tag{2.36}
$$

ここで，平面応力状態を仮定すると，応力値が$2\theta_0$ ($d_0$) に依存しないため擬静水圧$\sigma_{ph}$が0となる無ひずみの$2\theta$を得ることができ，それを基に以下に示す式（2.37），（2.38）より応力値を得ることができる．

$$
p_{11}\sigma_{11} + p_{12}\sigma_{12} + p_{22}\sigma_{22} + \frac{1-2\nu}{E}\sigma_{ph} = \ln\left(\frac{\sin\theta_0}{\sin\theta}\right)
\tag{2.37}
$$

$$\theta_0 = \arcsin\left[\sin\theta_0 \exp\left(\frac{2\nu - 1}{E}\sigma_{ph}\right)\right] \tag{2.38}$$

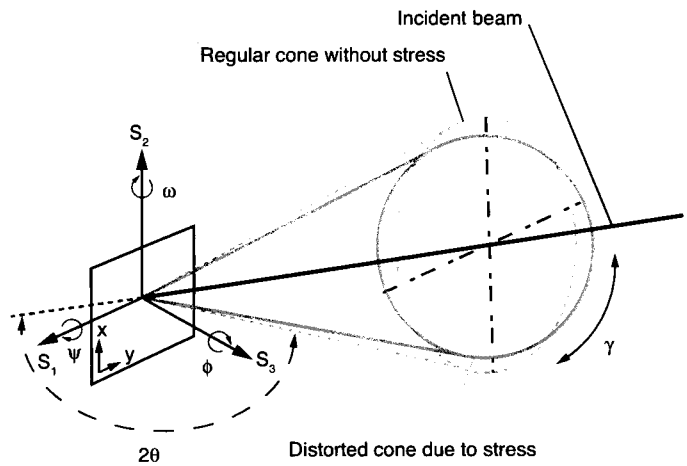



Fig. 2.16 Coordinate and diffraction systems in 2D method.

## 2.4 表面機械加工により発生する残留応力分布の測定

前節で示したように，表面機械加工により発生する残留応力は加工条件の影響を大きく受け変化する．そのため，実機に存在する残留応力を把握するために，実際の施工を対象とした表面機械加工条件を試験体に施し，集合組織や粗大粒に対して十分な残留応力測定が可能な 2D 法を用いて表面機械加工により発生する残留応力の測定を試みた．また，種々の加工法及び加工条件を用いて施工を行うことにより，これらが残留応力に及ぼす影響に関する検討を行った．

### 2.4.1 試験体の形状・寸法および加工条件

#### a. 二次元切削

二次元切削と仮定できる条件は，切込みと比較して切削幅が十分に大きい場合である[2.6]ことから，凸型の試験体を作製し，凸部に対して切削幅 $b$ を 10 mm として切削を行うことにより，二次元切削として扱った．作製した試験体の形状およびその寸法を Fig. 2.17 に示す．材料は SUS316L 鋼に対して微量の窒素を添加した SUS316LN 鋼である．Table 2.2 に SUS316LN 鋼の化学組成を示す．機械的特性として，耐力は 291 MPa，引張強さは 563 MPa，伸びは 54.4%である．

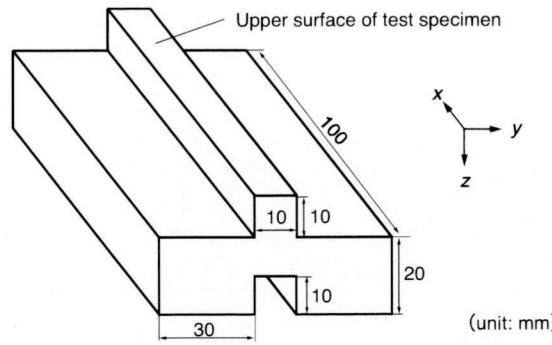



Fig. 2.17　Configuration and dimensions of specimen for two-dimensional cutting.

Table 2.2　Chemical composition of SUS316LN (mass%).

| C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo | N | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.009 | 0.39 | 1.44 | 0.026 | 0.0003 | 0.26 | 11.61 | 17.44 | 2.04 | 0.102 | Bal. |

加工には切削幅として採用した 10 mm を超える工具の装着が可能なシェーパー加工機を採用した．加工機に工具および試験体を設置した外観を Fig. 2.18 に示す．また加工条件として，加工機の仕様から，切削速度を 5, 12, 30 m/min の三段階に変化させ，切削幅は 10 mm，切込みは 0.1 mm とした．

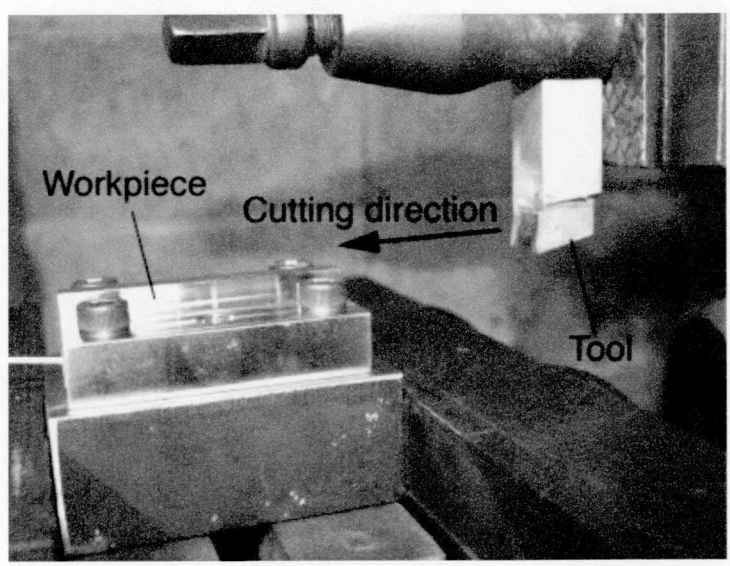



Fig. 2.18　Photograph of shaper machine assuming two-dimensional cutting.

### b.　三次元切削

三次元切削は，切込みに対して切削幅が十分な幅を有しない場合であることから，送りを考慮する必要がある．そのため，試験体は 150 ($l$) × 100 ($w$) × 8 ($t$) とした板状のものを作製し，大型の縦

旋盤装置を用いることにより三次元の切削加工を施した．材料は Table. 2.3 に示す化学組成を有する SUS316L 鋼であり，機械的特性として，耐力は 278 MPa，引張強さは 540 MPa，伸びは 61.0 % である．表面機械加工を施す前に，Ar 置換雰囲気中において 1050°C にて 1 h の溶体化処理を施した．表面機械加工の条件として，実機での配管に施される加工[2.23]を対象として，Table 2.4 に示す条件を用いた．切削速度の影響は二次元切削試験においても確認していることから，三次元切削試験では送りの影響をより詳細に評価した．また，潤滑油の影響を確認するため，湿式の試験も行った．工具には三菱マテリアル㈱社製の旋削用チップを用い，各試験体に体する加工が完了するごとに新品に取り替えることにより，工具の摩耗の影響を除外した．Fig. 2.19 には縦旋盤装置を用いた表面機械加工時の写真を示す．

Table 2.3　Chemical composition of SUS316L (mass%).

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.019 | 0.66 | 1.19 | 0.033 | 0.001 | 12.11 | 17.41 | 2.05 | Bal. |

Table 2.4　Cutting conditions for three-dimensional cutting.

| Case | Cutting Velocity | Feed rate | Cutting depth | Condition |
|---|---|---|---|---|
| I | 45 | 0.1 | 0.1 | Dry |
| II | 45 | 0.05 | 0.1 | Dry |
| III | 45 | 0.3 | 0.1 | Dry |
| IV | 100 | 0.1 | 0.1 | Dry |
| V | 100 | 0.1 | 0.1 | Wet |

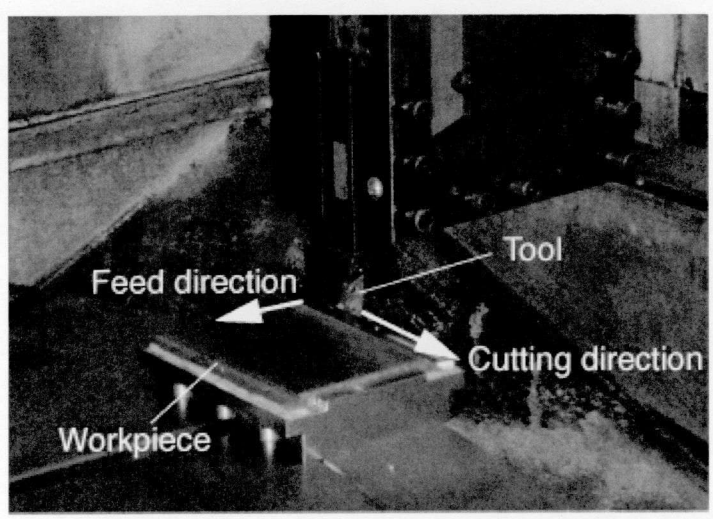



Fig. 2.19　Photograph of test specimen and tool on the lathe machine.

### c. 残留応力測定条件

2D 法を用いて残留応力を測定する際の測定条件を Table 2.5 に示す．測定に用いた装置は Bruker 社製の D8 discover with GADDS を用いており，入射ビーム径を 1 mm とし，測定に用いた回折面は（220）面とした．また，測定時には測定領域内での残留応力のばらつきに伴う誤差を取り除くことを目的として，Fig. 2.16 に示したω軸に対して± 4°の揺動を行いつつ測定を行った．残留応力の算出に必要なヤング率およびポアソン比は，Kröner モデル [2.24]により見積もった 209.76 GPa，0.2777 とした．

Table 2.5　XRD conditions for residual stress measurement.

| | |
|---|---|
| Wave length (nm) | 0.2291 (CrKα) |
| Power (kV, mA) | 36, 88 |
| Beam size (mm) | ϕ1 |
| Diffraction peak (deg) | 128 (220) |
| Measuring time (s) | 30　× 21 frame |
| Rocking | ω axis: ±4° |

## 2.4.2　二次元切削時の表面機械加工により発生する残留応力分布の測定結果

### a. 表面残留応力に及ぼす切削速度の影響

切削速度を変化させた条件においてシェーパー加工を施した試験体に対して，残留応力を測定した結果を Fig. 2.20 に示す．ここで，$\sigma_x$は切削方向，$\sigma_y$は切削幅方向の残留応力である．加工中に生じる塑性ひずみによりどの応力値においても降伏応力である 291 MPa を上回る値を示している．表面残留応力は Fig. 2.7 に示した結果と同様，切削速度とともに増加する傾向を示した．しかしながら，Fig. 2.7 においては$\sigma_y$（$\sigma_{axial}$）に比べて$\sigma_x$（$\sigma_{circumferential}$）の方が高い残留応力値を示したのに対して，測定結果は$\sigma_y$の方がどの切削速度においても高い値を示している．これは Fig. 2.7 の結果が旋削加工，つまり三次元切削状態において得られた残留応力であるのに対し，測定結果は二次元切削状態であることに起因すると考えられる．二次元切削では平面ひずみ状態として近似されることが多く，その場合には切削幅方向の拘束が強くなり，$\sigma_y$が高い引張残留応力値を示した．三次元切削においては周囲の拘束が存在するため実際には異なるが，二次元切削と比較すると平面応力状態に近く，$\sigma_y$が低い値を示したと考えられる．

### b. 残留応力の深さ分布

各条件においてシェーパー加工を施した試験対に対し，残留応力の深さ分布を測定した結果を Fig. 2.21 に示す．深さ分布の取得は 5%過塩素酸メタノールを用いた逐次研磨法 [2.25]により，表面層

を逐次除去することにより行った．どの切削速度の条件においても表面において最大引張残留応力を示した後に表面からの深さとともに減少し，$\sigma_x$においては 200 μm までの測定では圧縮応力を示さなかった結果が存在するものの，$\sigma_y$においては圧縮応力を示す結果となった．どの条件においても圧縮残留応力を示した$\sigma_y$に対して，切削速度と引張残留応力層の厚さの関係を表した結果を Fig. 2.22 に示す．引張残留応力層の厚さは切削速度の上昇とともに減少しており，この傾向に関しても Fig. 2.7 の傾向と一致している．この影響としては，加工時に発生する熱の影響が考えられる．加工時に発生する熱は塑性変形による発熱および摩擦による発熱が挙げられるが，これらの発熱は主に主せん断域近傍および工具と切屑の接触領域である二次せん断域において発生することが考えられる．つまり，発生した熱のほとんどは切屑とともに流れていくため被削材には伝わりにくい．切屑の流出速度は切削速度に依存するため，切削速度が遅い方が被削材に熱が伝わりやすく，その結果として比較的広範囲に熱ひずみが発生し，引張残留応力層の厚さが大きくなると考えられる．

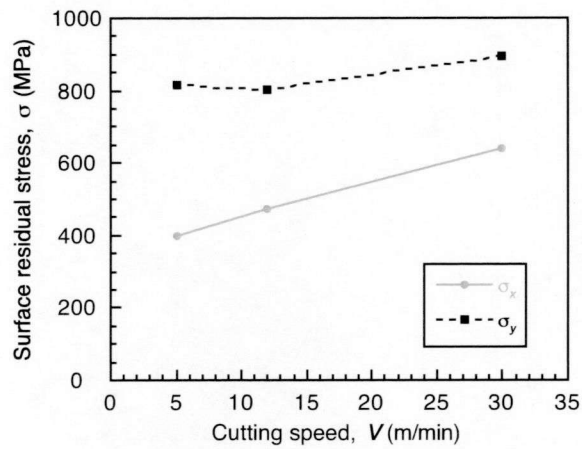
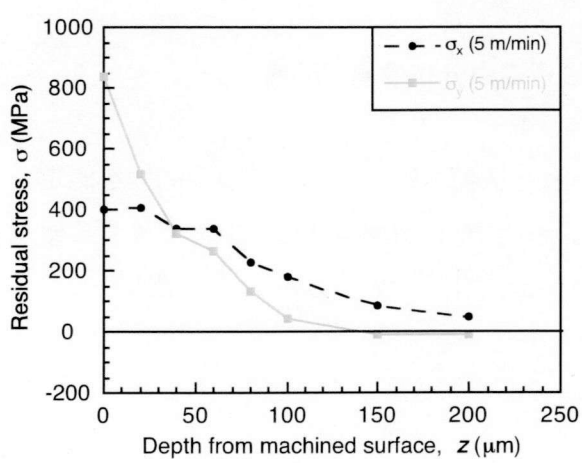
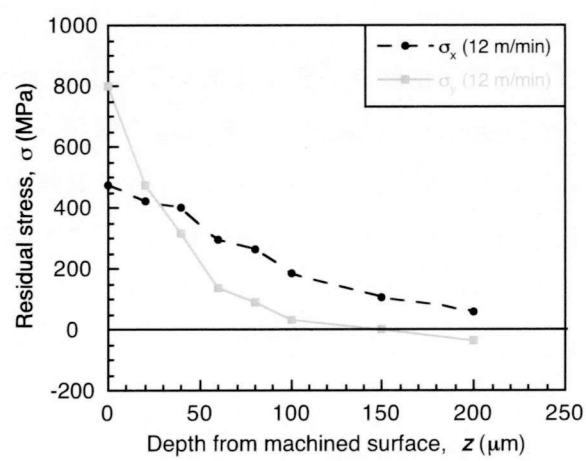



Fig. 2.20　Effect of cutting speed on surface residual stress in two-dimensional condition.

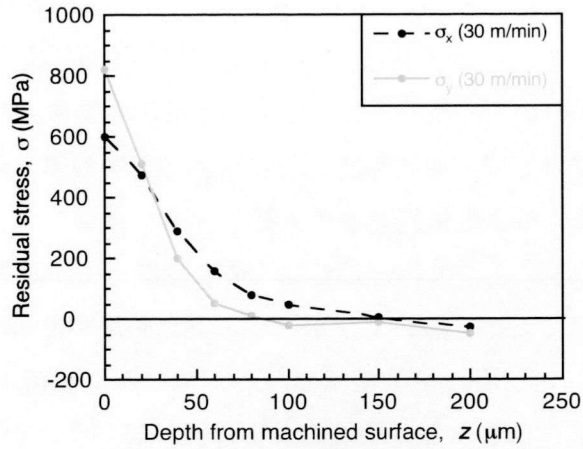



(a) $V$ = 5 m/min




(a) $V$ = 12 m/min

Fig. 2.21　Depth distribution of residual stress in two-dimensional cutting condition.




(a) $V$ = 30 m/min

Fig. 2.21 Continued.

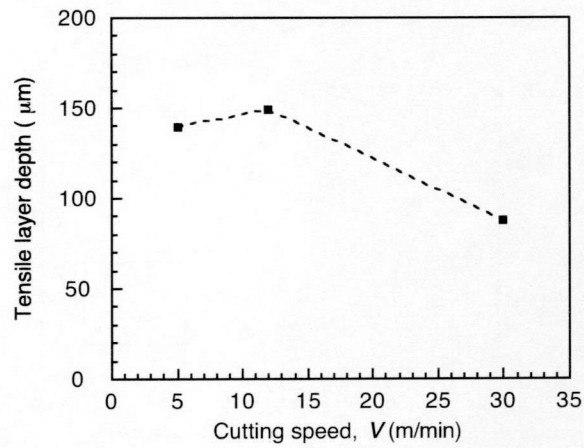



Fig. 2.22 Effect of cutting speed on tensile layer depth in two-dimensional condition.

### 2.4.3 三次元切削時の表面機械加工により発生する残留応力分布の測定結果

#### a. 表面残留応力に及ぼす切削速度の影響

切削速度を変化させた条件において，旋盤加工を行った試験体に対して表面残留応力を測定した結果を Fig. 2.23 に示す．表面残留応力はこれまでの傾向と同様，切削速度とともに上昇する結果を示した．しかしながら，シェーパー加工時とは異なり，$\sigma_y$ に対して $\sigma_x$ の方が高い残留応力を示しており，旋削加工の結果である Fig. 2.7 と同様の傾向を示している．

#### b. 表面残留応力に及ぼす送り速度の影響

送りを変化させた条件において，表面残留応力を測定した結果を Fig. 2.24 に示す．送りが 0.1~0.3 mm/rev の範囲においては，残留応力は送りの上昇とともに上昇する傾向が得られた．送りが 0.05~

0.1 mm/rev の範囲では，$\sigma_x$，$\sigma_y$においてその傾向が異なり，$\sigma_x$に大きな変化は見られないが，$\sigma_y$は送りとともに残留応力が大きく変化し，0.05 mm/rev 時の$\sigma_y$は 0 MPa に近い値を示した．この送りの影響としては，単位長さあたりの切削面積の違いに伴う工具前方での変形領域の変化によるものと考えられる．Fig. 2.9 に示したモデルからも分かるように，主せん断域近傍では切削方向に圧縮，板厚方向に引張の作用が生じるため，より変形しやすい状態にある．送りの増加とともにこの変形が生じやすい領域は増加する．その結果として圧縮塑性ひずみが送りの増加とともに上昇するため，残留応力も送りの増加とともに上昇したと考えられる．

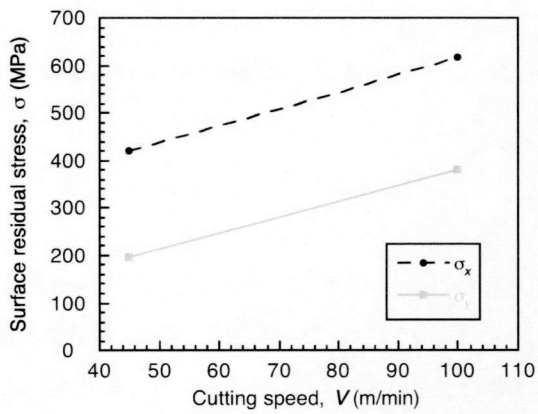



Fig. 2.23　Effect of cutting speed on surface residual stress in three-dimensional condition.

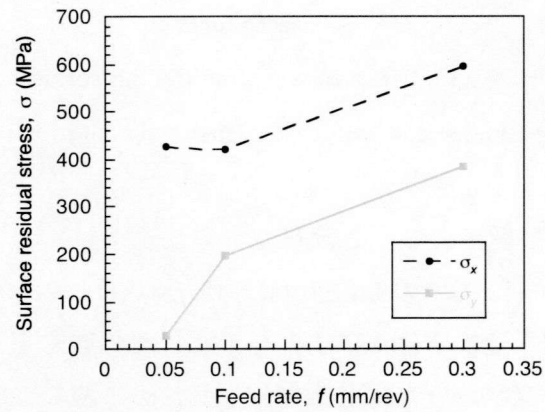



Fig. 2.24　Effect of feed rate on surface residual stress in three-dimensional condition.

### c.　表面残留応力に及ぼす切削油の影響

切削油を用いて湿式加工を行った試験体の表面残留応力を，乾式加工時の表面残留応力と比較して Fig. 2.25 に示す．湿式加工時の表面残留応力は乾式加工時に比べて$\sigma_x$，$\sigma_y$ともに減少しており，その減少傾向としては$\sigma_x$と比較して$\sigma_y$の方が大きい結果となった．切削油が残留応力に及ぼす影響としては，摩擦挙動の変化に伴う主せん断域および二次せん断域での力学的状態の変化，空気と比較しての急速な冷却に伴う見かけの発熱の量の低下，またはその両方が考えられる．湿式加工時においてはFig. 2.26 に示すように放水に近い形で行われており，その影響は主に試験体の冷却に生じていたことが考えられる．そのため，加工時に発生する熱ひずみが低下することにより，Fig. 2.12 に示した Case 2 から Case 1 に変化するような効果が現れた結果，湿式加工により表面残留応力が低下したと考えられる．減少傾向が$\sigma_x$，$\sigma_y$において異なる理由としては，熱応力として生じる残留応力が$\sigma_x$に比較して$\sigma_y$の方が大きかったためと考えられる．

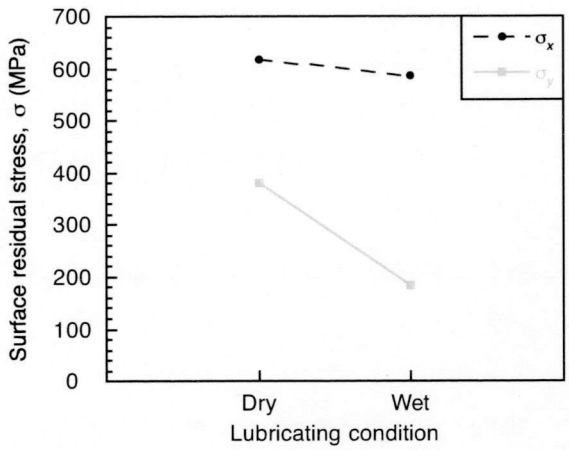



Fig. 2.25　Effect of wet condition on surface residual stress in three-dimensional condition.

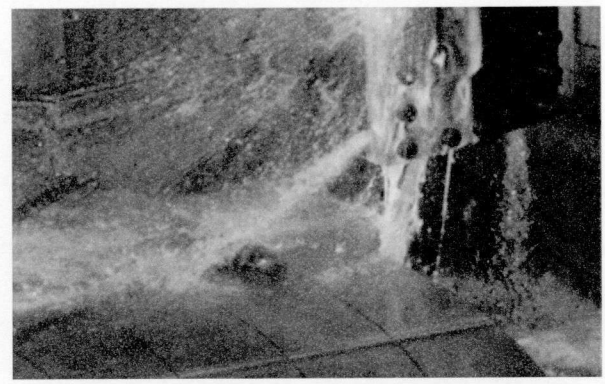
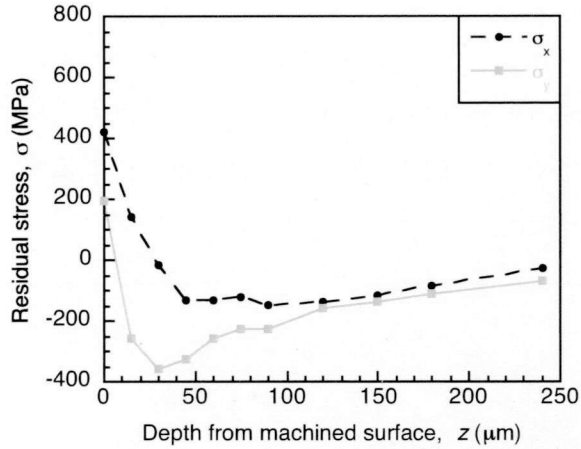


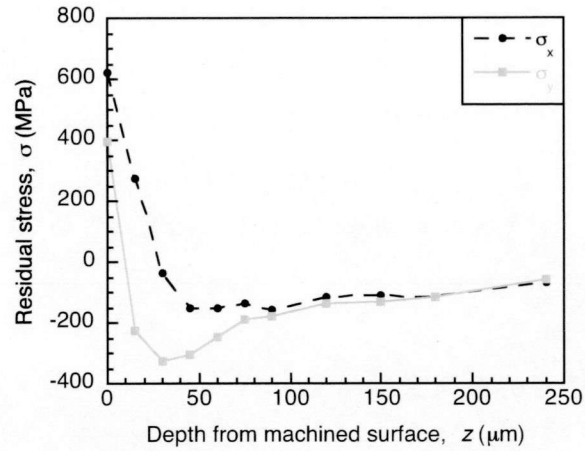
Fig. 2.26　Photograph of lathe machining in wet condition

### d.　残留応力の深さ分布

Table 2.4 中の Case I（$V = 45, f = 0.1$），Case IV（$V = 100, f = 0.1$）に対して残留応力の深さ分布の測定を逐次研磨法により行った．その結果を Fig. 2.27 に示す．Case I, IV ともに残留応力は表面からの深さとともに急激に減少し，$\sigma_x$に関してはどちらの場合においても表面より 30 μm 程度で，$\sigma_y$に関しては表面より 10 μm 程度で圧縮残留応力に変化することが確認できる．シェーパー加工時に発生する引張残留応力層の厚さ（100 ~ 150 μm）と比較して旋盤加工時のそれは大幅に減少している．引張残留応力から圧縮残留応力に変化した後の分布においては，$\sigma_x$に関して-150 ~ -180 MPa 程度の圧縮残留応力が被削表面から 50 ~ 90 μm 付近の領域に，$\sigma_y$に関しては-300 ~ -350 MPa 程度の比較的大きな圧縮残留応力が被削表面から 30 μm 付近の領域において発生している．その後は徐々に圧縮残留応力が減少し，深さとともに 0 Ma に収束していくような傾向を示している．縦旋盤加工により生じる残留応力の深さ分布に対する切削速度の影響としては，$\sigma_x$，$\sigma_y$ともに，最表面においてその値に大きな差は生じているものの，圧縮残留応力に変化した後の形態，値に関してほとんど差はなく，ほぼ同様の分布を示す結果となった．




(a) $V = 45$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev




(b) $V = 100$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev

Fig. 2.27　Depth distribution of residual stress in three-dimensional cutting condition.

## 2.5　結言

本章では，配管の溶接接合過程において施されることの多い表面機械加工により発生する残留応力分布の把握を目的として，二次元切削状態を対象としたシェーパー加工，および三次元切削状態を対象とした縦旋盤加工を，オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316LN に対して施し，2D 法を用いた X 線回折により残留応力分布の測定を行った．得られた主な結論を以下に示す．

(1) シェーパー加工により生じる残留応力は，切削方向および切削幅方向ともに表面において降伏応力を大きく上回るような残留応力を示し，5 ~ 30 m/min とした切削速度の上昇とともに表面残留応力が増加することを確認した．また，どの切削速度に対しても切削方向に対して切削幅方向の表面残留応力の方が高い値を示すことを確認した．

(2) 電解研磨を用いた逐次研磨法によるシェーパー加工により生じた残留応力の深さ分布の測定を行った結果，切削方向及び切削幅方向ともに，残留応力は表面からの深さとともに急激に減少し，切削幅方向の残留応力は被削表面から 100 ~ 150 μm において圧縮残留応力に変化することを示した．また，引張残留応力層の厚さは切削速度の上昇とともに減少することも示した．

(3) 縦旋盤加工により発生する表面残留応力は，切削方向および送り方向における残留応力ともに，切削速度のみならず，送り速度の上昇とともに増加することを示した．また，シェーパー加工とは異なり，縦旋盤加工では送り方向に対して切削方向の残留応力の方が高いことを確認した．さらに，切削油を使用して加工を行うことにより，表面残留応力は減少し，その減少傾向は，切削方向に対して送り方向の方が高いことを示した．

(4) 逐次研磨法により縦旋盤加工により生じる残留応力の深さ分布の測定を行った結果，シェーパー加工と比較して，残留応力は被削表面からの距離とともにより急激に減少することにより圧縮残留応力に変化することを示した．この際の引張残留応力層の厚さは，切削方向に関しておよそ 25 μm 程度，また，送り方向に対して 10 μm 程度であり，引張残留応力層の厚さに及ぼす切削速度の影響は顕著に生じていなかった．

## 第 2 章の参考文献


2.1) O. Raquet, E. Herms, F. Vaillant and T. Couvant, "SCC of cold-worked austenitic stainless steels in PWR conditions", Advances in Materials Science, Vol. 7, No. 1 (2007), pp. 33-46.

2.2) M. Tsubota, Y. Katayama and Y. Saito, "Stress corrosion crack growth behavior of cold worked austenitic stainless steel in high temperature water", Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors - (2005), pp. 109-114.

2.3) 例えば，R. M'Saoubi, J. C. Outeiro, B. Changeux, J. L. Lebrun and A. Morao Dias, "Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI316L steels", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 96 (1999), pp. 225-233.

2.4) 竹田貴代子，谷山明，工藤赳夫，内田仁，水木純一郎 "表面硬化層を有する低炭素 316 ステンレス鋼の高温水中での SCC 挙動"，材料と環境，第 58 巻，第 6 号（2009），pp. 228-233.

2.5) 日本機械学会，"機械工学便覧 B2 加工学・加工機器"，(1985)，pp. 119-137.

2.6) 杉田忠彰，上田完次，稲村豊四郎，"基礎切削加工学"，共立出版株式会社，(1984).

2.7) 臼井英治，"切削・研削加工学 上 切削加工"，共立出版株式会社，(1971).

2.8) 土田幸滋，川田雄一，児玉昭太郎，"旋削による残留応力の分布形態に関する研究"，日本機械学会論文集（第 1 部），第 40 巻，第 334 号（1974），pp. 1563-1575.

2.9) 財満鎮雄，米谷茂，磯部雅義，"アルミニウム切削面におけるひずみと残留応力について"，日本金属学会誌，第 42 巻，第 7 号（1978），pp. 669-675.

2.10) 財満鎮雄, 米谷茂, 岡田孝, "アルミニウム切削面における残留応力分布と切削条件について"，軽金属，第 31 巻，第 8 号（1981），pp. 545-552.

2.11) D. Y. Jang, T. R. Watkins, K. J. Kozaczek, C. R. Hubbard and O. B. Cavin, "Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel", Wear, Vol. 194 (1996), pp. 168-173.

2.12) E. Capello, "Residual stresses in turning –Part I: Influence of process parameters", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 160 (2005), pp. 221-228.

2.13) R. Hill, "The mechanics of machining: a new approach", Journal of Mechanics and Physics of Solid,

Vol. 3 (1954), pp. 47-58.

2.14) 米谷茂, "残留応力の発生と対策", 養賢堂, (1975).

2.15) E. Brinksmeier, J. T. Cammett, W. Konig, P. Leskovar, J. Peters and H. K. Tonshoff, "Residual stress – Measurement and causes in machining processes", CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 31, No. 2 (1982), pp. 491-510.

2.16) A. Bar-Shay and A. Ber, "Residual stress in machined surface – Elaboration of linear equation and design of annular test specimen", CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 33, No. 1 (1984), pp. 393-397.

2.17) K. Jacobus, R. E. Devor and S. G. Kapor, "Machining-induced residual stress: Experimentation and modeling", Journal of Manufacturing Science and Engineering, Vol. 122 (2000), pp. 20-31.

2.18) 奥島啓弐, 西田修三, 松井弘, "工作精度に関する研究 (加工残留応力について)", 日本機械学会論文集 第4部, 第15巻, 第50巻 (1947), pp. 1-9.

2.19) 陳俊, 寺崎俊夫, 秋山哲也, 岸武勝彦, "固有ひずみ法による残留応力推定値に及ぼす切削加工ひずみの影響", 溶接学会論文集, 第14巻, 第4号 (1996), pp. 762-767.

2.20) 寺崎俊夫, 秋山哲也, 吉村直隆, "蒸着膜に生じる残留応力について", 日本機械学会論文集 (A編), 第59巻, 第567号 (1993), pp. 222-229.

2.21) 日本材料学会材料強度部門委員会, "X線応力測定標準", 日本材料学会 (1997).

2.22) B. B. He, "Introduction to two-dimensional X-ray diffraction", Powder Diffraction, Vol. 18 (2006) p.71-85.

2.23) W. Asano, J. Katsuyama, K. Onizawa, M. Mochizuki, M. Toyoda, "Effect of surface-machining and butt-welding on residual stress and hardness of type 316L stainless steel pipes", Proceedings of 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2008), July 27-31, Chicago, Illinois, PVP2008-61441.

2.24) E. Kröner, "Berechung der elastischen konstanten des vierkristalls aus den konstanten des einkristalls", Zeiteschrift Physik, Vol.151, pp504-518, (1958).

2.25) 例えば, 秋庭義明, 田中啓介, 鈴木賢治, 柳瀬悦也, 西尾光司, 楠見之博, 尾角英毅, 新井和夫, "放射光によるショットピーニング材の残留応力分布評価", 材料, 第52巻, 第7号(2003), pp. 764-769.

# 第 3 章　表面機械加工後の溶接を対象とした施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する検討

## 3.1　緒言

BWR の SUS316L 鋼製 PLR 配管において顕在化している SCC は表面機械加工を施した溶接部近傍において発生しており，そのき裂形態は従来まで標準材料として用いられて来た SUS304 において確認されている IGSCC とは異なり，結晶粒内を貫通するように発生する TGSCC を示している．つまり，このことは，PLR 配管において発生する TGSCC に対して機械加工が重要な因子であることを示している．第 2 章において，表面機械加工により発生する残留応力に注目し，残留応力分布の特性，加工方法や加工条件が残留応力分布に及ぼす影響について検討を行った結果，表面機械加工時の残留応力は表面において降伏応力である 270 MPa 前後の値を大きく上回る値を示し，また，その特性として引張残留応力は表面から数十～数百μm にのみ存在することを示した．ここで，Fig. 3.1 に示す配管の溶接接合過程に注目すると，表面機械加工は溶接時の溶落ちまたは接合不良を防ぐための内径合わせ，または配管内面の表面仕上げを目的として行われた後に，突合せ溶接が施される．つまり，突合せ溶接を施した際の残留応力は表面機械加工により発生した残留応力の存在下において発生することとなるため，実際の配管に存在する残留応力分布は，表面機械加工，または突合せ溶接のみを行った場合の残留応力分布とは異なることが考えられる．したがって，実機配管における SCC の発生および進展に対する残留応力分布の影響を検討するためには，配管内表面および内部に存在している詳細な残留応力分布の把握が必要であるが，そのためには，表面機械加工後の溶接，といったような施工過程に伴う残留応力の変化挙動を把握することが重要となる．そこで本章においては，表面機械加工後に溶接を施した板材に対して残留応力測定を行うことにより，施工過程に伴う残留応力変化挙動の把握を試みた．

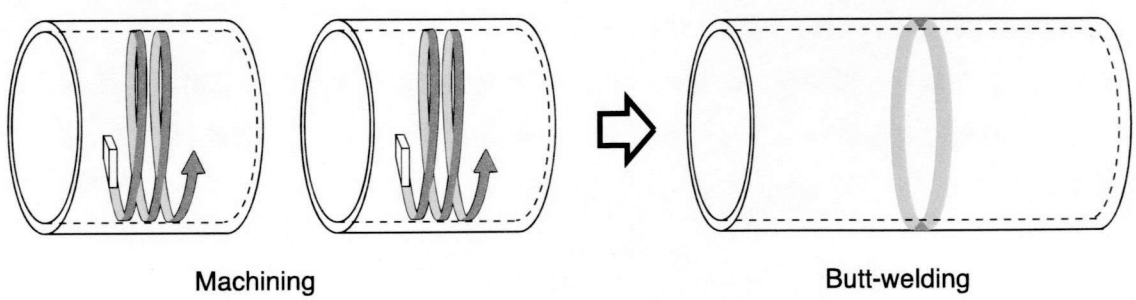



Fig. 3.1　Manufacturing processes for welded pipe joint in nuclear power plants.

## 3.2 配管の溶接接合過程を対象とした施工の実施

### 3.2.1 供試材料の形状および寸法

試験に用いた供試材は,旋盤加工に用いた試験体と同様の Table 2.3 の化学組成を有するオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L 製の板材であり,試験体の寸法は 150($l$) × 100($w$) × 8($t$) mm$^3$ である.本研究では表面機械加工後に溶接を施す施工過程を対象としているため,第 2 章において縦旋盤加工を施した板材に対してビードオンプレート溶接を行った.以後,特に断らない限り,縦旋盤加工を表面機械加工と称する.また,比較のため,表面機械加工を施していない受入れままの試験体に対しても同様のビードオンプレート溶接を行うことにより,溶接時の残留応力のみを発生させた試験体も作製した.試験体を作製する際の工程を Fig. 3.2 に示す.この加工により表面機械加工のみ(試験体 M),溶接のみ(試験体 W),表面機械加工後に溶接(試験体 M + W),といった 3 種類の加工を施した試験体を作製した.

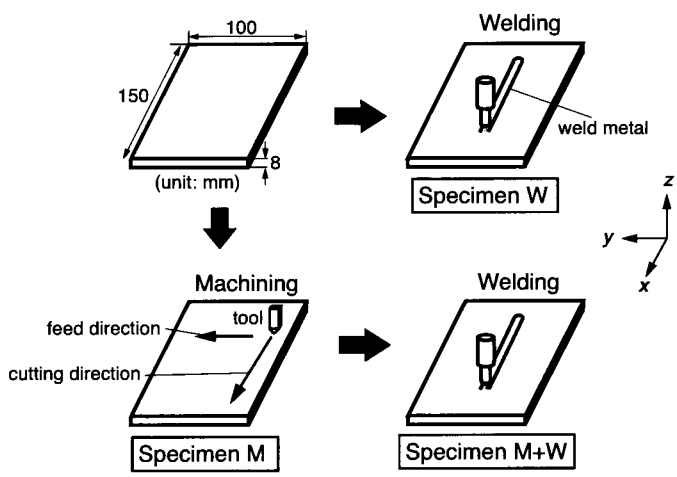



Fig. 3.2 Manufacturing processes for specimen W, M and M+W.

### 3.2.2 機械加工および溶接条件

機械加工条件は第2章において行った縦旋盤加工を対象とした Table 2.4 に示す機械加工条件を用いており,表面機械加工を施した試験体に対して,Table 3.1 に示す溶接条件のもと,TIG アークを用いたビードオンプレート溶接を行った.この際,試験体の長さ 150 mm に対して溶接長は 130 mm としており,溶接時には流速を 15 $l$/min とした Ar ガスをシールドガスとして用いている.Table3.1 に示すように,残留応力分布の比較のため,電流値のみを変化させた条件においてビードオンプレート溶接を行った.ビードオンプレート溶接は Table 2.4 に示す全ての Case に対して SQ の条件のビードオンプレート溶接を行うとともに,Case I, IV に対しては LQ の条件でもビードオンプレート溶接を行った.加工の種類のみならず,加工条件においても試験片を識別するため,これらを試験

体 M(*V-f*)，試験体 W(*Q*)，試験体 M(*V-f*) + W(*Q*) とする．括弧内の *V*, *f*, *Q* はそれぞれ，切削速度，送り速度，入熱量を示しており，例として，切削速度が 100 m/min，送り速度が 0.1 mm/rev，溶接条件が SQ の条件において，表面機械加工後に溶接を施した場合の試験体の名前は M(100-0.1) + W(SQ) となる．また，湿式加工を行った試験体は M(100wet-0.1) とする．

Table 3.1 Welding condition for bead on plate using TIG arc.

| Welding Heat input | Current (A) | Traveling speed (mm/s) | Arc length (mm) |
|---|---|---|---|
| Small (SQ) | 120 | 2 | 3 |
| Large (LQ) | 200 | 2 | 3 |

## 3.3 表面機械加工後の溶接により生じる表面残留応力分布の測定結果

### 3.3.1 残留応力測定領域と測定条件

残留応力の測定には，第 2 章と同様，Bruker 社製の D8 discover with GADDS を用いた 2D 法により行った．ここで，溶接金属は母材と比較して結晶粒が粗大化している場合が多く，2D 法を用いても十分な回折が得られない可能性がある．このような場合は多軸揺動が有効な手段となる [3.1, 3.2] ことから，Fig. 2. 16 に示した回折系における ω 軸に加えて *y* 軸揺動も行った．測定条件を Table 3.2 に示す．表中の BM は母材，WM は溶接金属測定時の条件を示しており，表面加工層を測定する際は BM の条件にて行った．板材にビードオンプレート溶接を行った際には，板の長手方向中央部において残留応力は定常部を有する [3.3] ため，測定は Fig. 3.3 に示すように，長手方向中央部において行い，測定間隔は溶接中心から 20 mm までを 1 mm 間隔，20 mm 以降は 5 mm 間隔にて行った．

Table 3.2 XRD conditions for residual stress measurement.

| | |
|---|---|
| Wave length (nm) | 0.2291 (CrKα) |
| Power (kV, mA) | 36, 88 |
| Beam size (mm) | ϕ1 |
| Diffraction peak (deg) | 128 (220) |
| Measuring time (s) | BM: 30<br>WM: 80 × 21 frame |
| Rocking | BM: ω axis: ±4°<br>WM: ω axis: ±4°, Y axis: ±2 mm |

WM: weld metal, BM: base metal

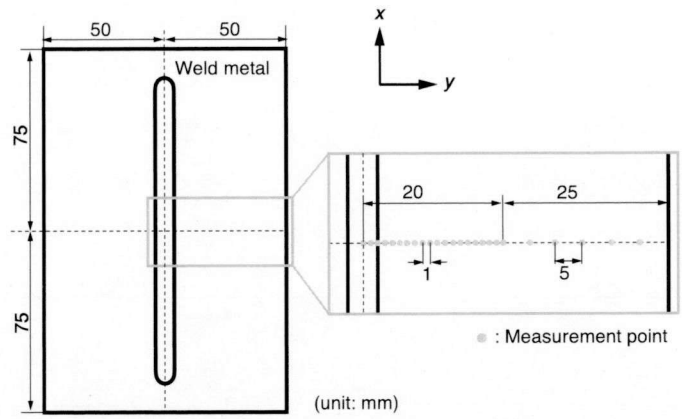
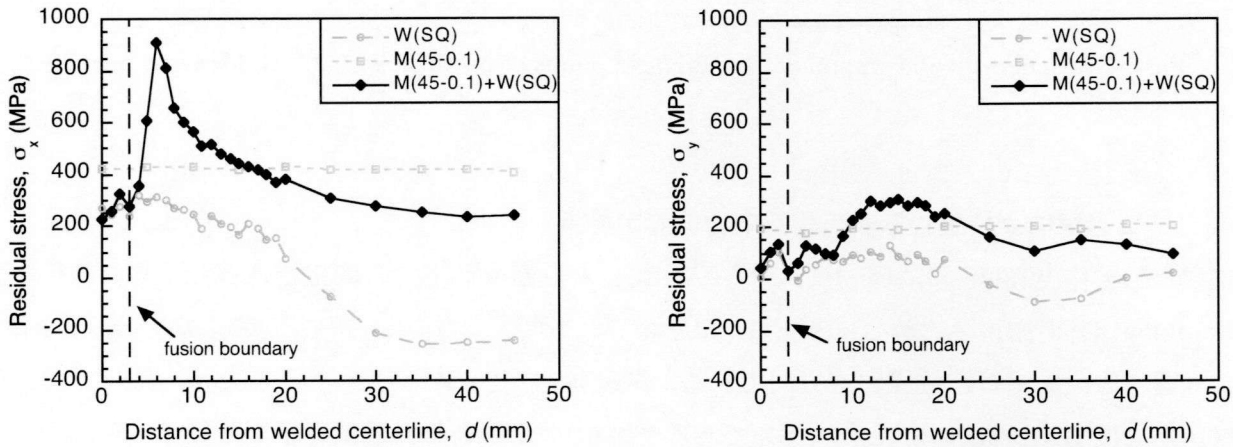



Fig. 3.3　Schematic illustration of measurement points of residual stress for welded specimen.

### 3.3.2　施工過程により生じる表面残留応力の測定結果

まず，試験体 W(SQ) および M(45-0.1) + W(SQ) の表面残留応力の測定を行った．その結果を試験体 M(45-0.1) の結果と比較して Fig. 3.4 に示す．ここで，$x$ 方向は切削方向および溶接線方向，$y$ 方向は送り方向および溶接線鉛直方向である．試験体 W(SQ) のビード幅は 6.2 mm であり，$x$ 方向の残留応力は HAZ 部において降伏応力である 278 MPa より若干高い値を示した後，残留応力値は距離とともに減少するとともに，引張残留応力と平衡を保つため圧縮残留応力を示した．$y$ 方向の残留応力は大きな値の変化はなく，$x$ 方向と比較してなだらかな残留応力分布を示している．この残留応力分布は板材に対してビードオンプレート溶接を行った際の典型的な分布 [3.3] として知られている．試験体 M(45-0.1) + W(SQ) における $x$ 方向の残留応力分布は，溶接金属および溶融境界近傍において溶接時の残留応力と同様の値を示しているものの，その後に距離とともに急激に上昇し，溶接中心から 6 mm，溶融境界から 3 mm 程度において 900 MPa 前後の極大残留応力を示しており，また，この極大残留応力値は表面機械加工のみ，溶接のみにより発生する残留応力よりも高い値を示している．さらに，極大残留応力値は，竹田ら [3.4] が高温高圧水環境にて隙間付き 4 点曲げビーム試験により得られた SCC 発生応力のしきい値として提案している約 600 MPa を上回っている．したがって，施工過程に伴う残留応力変化挙動は SCC 発生に関して重要な因子であることが言える．その後の残留応力分布は距離とともに減少するが，溶接時の残留応力分布として得られたような圧縮残留応力を示すことはなく，端部においても 200 MPa を上回る値を示した．$y$ 方向の残留応力分布も同様に極大残留応力を示しているが，その発生位置は 15 mm 前後であり $x$ 方向と比較して外側において発生している．さらに，$y$ 方向において発生した極大残留応力値も表面機械加工および溶接時の値よりも高い値を示しているが，$x$ 方向のように大きな差が生じていないことが分かる．一般に溶接残留応力は局所的な加熱・冷却に伴う熱膨張および収縮と，それらに対する拘束により発生することが知られている．ここでの拘束とは，加熱時に圧縮塑性ひずみが発生する溶接金属部および HAZ 部と，塑性ひずみが発生していない母材部との収縮差により生じる．本検討においては

長さ 150 mm の板に対しビードオンプレート溶接の溶接長を 130 mm としているため，$y$ 方向での拘束はほぼ生じないと考えられる．しかしながら，$x$ 方向では，溶接金属周辺で生じる大きな熱膨張に対して，端部（溶接中心を $y = 0$ として，$y = \pm 50$）の熱膨張が小さいため塑性ひずみ発生量に伴う拘束が発生し，高い残留応力が発生しやすい．したがって，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動は $x$ 方向において顕著に現れていることが考えられる．以上の理由から，以後，$x$ 方向の残留応力分布を中心に検討を進めることとする．




(a) residual stress in $x$ direction　　(a) residual stress in $y$ direction

Fig. 3.4　Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(SQ), M(45-0.1) and M(45-0.1) + W(SQ).

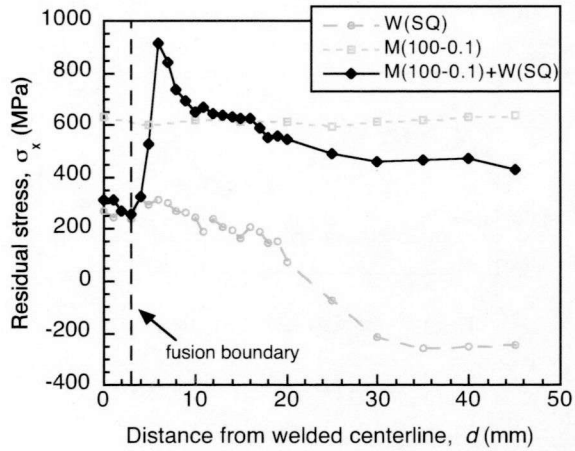
### 3.3.3　施工過程により生じる表面残留応力に及ぼす機械加工条件の影響

前項において，施工過程に伴い残留応力分布は HAZ において極大残留応力が発生することを示した．ここで，第 2 章において示したように，表面機械加工時の表面残留応力は機械加工条件により大きく異なることを示した．この表面機械加工時に発生する残留応力が，施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす影響を検討するため，種々の機械加工条件において表面機械加工を行った試験体に対してビードオンプレート溶接を行うとともに，表面残留応力の測定を行った．

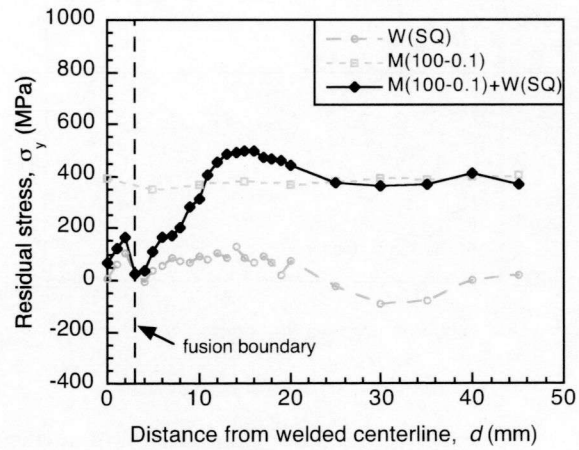
#### a.　切削速度の影響

施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす切削速度の影響を検討するため，試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の表面残留応力の測定を行った結果を試験体 W(SQ), M(100-0.1) と比較して Fig. 3.5 に示す．試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の $x$ 方向における表面残留応力は試験体 M(45-0.1) + W(SQ) と同様に HAZ 部である溶接中心から 6 mm の位置において極大残留応力を示しており，その値も 900 MPa 前後の値となっている．しかしながら，その後の残留応力分布に関して試験体 M(45-0.1) + W(SQ) と

は異なる傾向を示しており，残留応力の減少勾配が緩やかになり，端部においても 400 MPa 程度の値を示した．$y$ 方向の残留応力分布に関しても傾向は試験体 M(45-0.1)+W(SQ) と同様であるが，極大残留応力を示した後の挙動が異なり，表面機械加工時の残留応力と一致するような結果となった．




(a) residual stress in $x$ direction



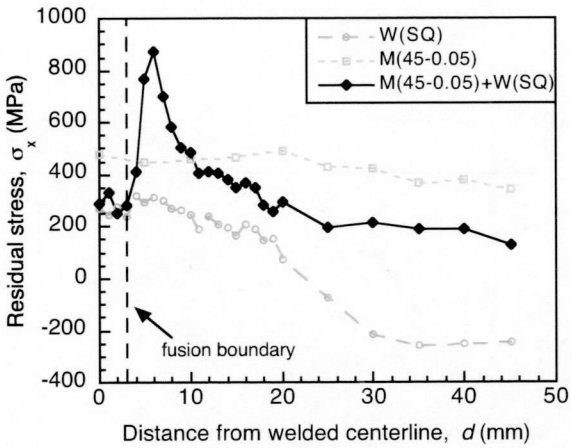

(a) residual stress in $y$ direction

Fig. 3.5　Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(SQ), M(100-0.1) and M(100-0.1) + W(SQ).

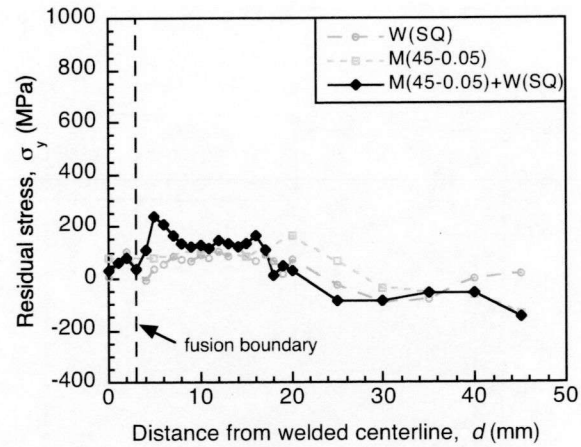
**b.　送り速度の影響**

施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす送り速度の影響を検討するため，試験体 M(45-0.05) + W(SQ) および M(45-0.3) + W(SQ) の表面残留応力の測定を行った結果を，試験体 W(SQ), M(45-0.05), M(45-0.3) と比較してそれぞれ Fig. 3.6, Fig. 3.7 に示す．Fig. 3.6 より，試験体 M(45-0.05) + W(SQ) も同様に溶接中心から 6 mm の位置において極大残留応力が生じており，距離とともに減少することにより端部において約 200 MPa の値を示した．試験体 M(45-0.05) の分布は第 2 章で述べたように，表面の加工状態の違いから，特に $y$ 方向の残留応力分布に関して値のばらつきが生じている．また，その平均値はおよそ 30MPa であり，他の加工条件と比較してほぼ無応力状態と見なすことができるため表面機械加工時の残留応力による影響は顕著ではなく，施工の種類によらず $y$ 方向残留応力に大きな違いが生じていないことが分かる．Fig. 3.7 においても極大残留応力が発生しているが，これまでの結果と異なり，$x$ 方向の極大残留応力は溶接中心から 5 mm の位置において発生している．ここで，Fig. 3.4 (a) および，Fig. 3.6 (a)，Fig. 3.5 (a), (b) および Fig. 3.7 (a), (b) に注目してみると，極大残留応力発生位置のわずかな違いを除いて，残留応力の分布形態のみならず，残留応力の絶対値までもよく一致していることがわかる．これらの組み合わせにおいて共通していることは，ビードオンプレート溶接を行う前の表面機械加工において発生した残留応力がほぼ同じ値を示していることである．したがって，施工過程に伴う残留応力の変化挙動においては表面機械加工によ

り発生する残留応力分布が重要な因子であることが考えられる.

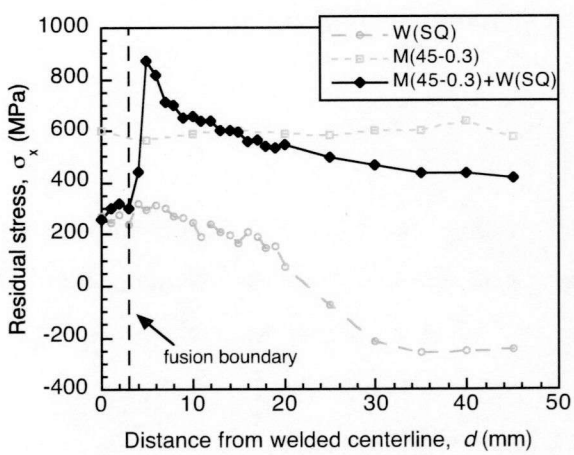



(a) residual stress in *x* direction

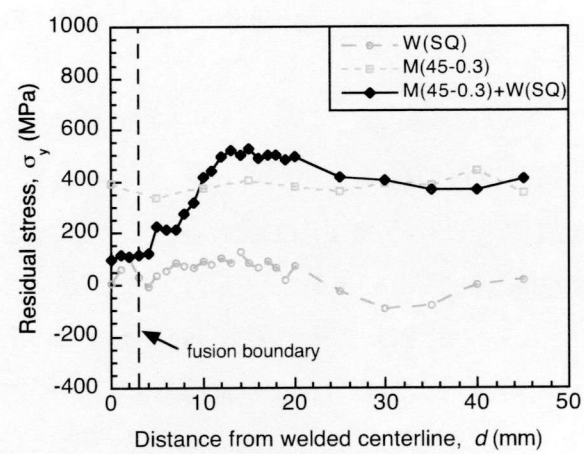



(a) residual stress in *y* direction

Fig. 3.6 Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(SQ), M(45-0.05) and M(45-0.05) + W(SQ).




(a) residual stress in *x* direction




(a) residual stress in *y* direction

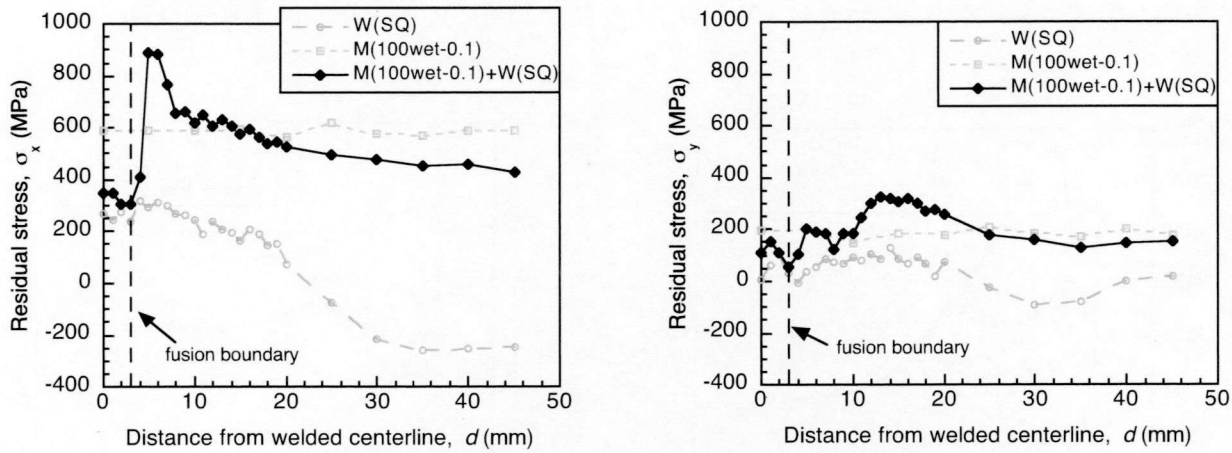
Fig. 3.7 Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(SQ), M(45-0.3) and M(45-0.3)+W(SQ).

### c. 湿式加工の影響

施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす湿式加工の影響を検討するため, 試験体 M(100wet-0.1) + W(SQ) の表面残留応力の測定を行った結果を試験体 W(SQ), M(100wet-0.1) と比較して Fig. 3.8 に示す. これまでの結果と同様に *x* 方向の残留応力は HAZ 部において極大残留応力を示したが, 試験体 M(45-0.3) + W(SQ) と同様にその位置は溶接中心から 5 mm の位置において発生している.

その後の残留応力の挙動は表面機械加工時により発生した残留応力を参考にして，x 方向の残留応力は Fig. 3.5 (a)，*y* 方向の残留応力は Fig. 3.4 (b)と同様の結果が得られている．

これまでの結果をまとめると，どの機械加工条件を施した試験体に対してビードオンプレート溶接を行った場合でも，溶接中心から 5 ~ 6 mm の位置において，*x* 方向残留応力はおよそ 900 MPa の極大残留応力を示した．表面機械加工により発生する残留応力は極大残留応力を示した後の残留応力分布に影響を及ぼすことが考えられる．



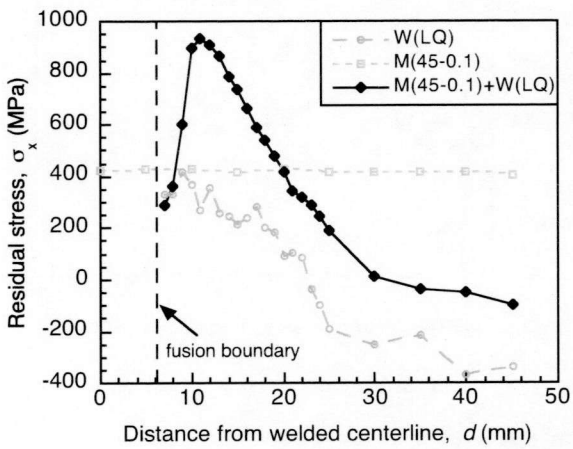

(a) residual stress in *x* direction　　(a) residual stress in *y* direction

Fig. 3.8　Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(SQ), M(100wet-0.1) and M(100wet-0.1) + W(SQ).

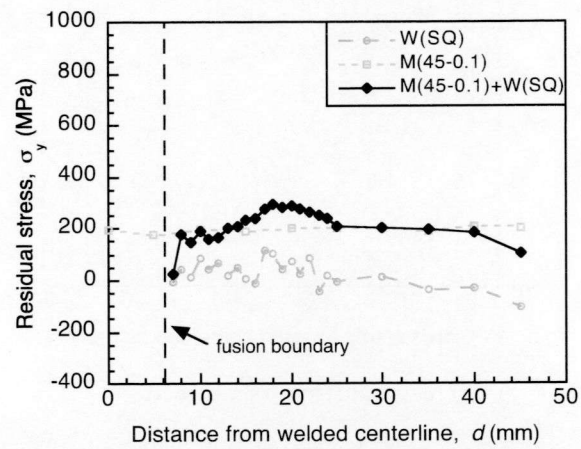
### 3.3.4　施工過程により生じる表面残留応力に及ぼす溶接条件の影響

施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす溶接条件の影響を検討するため，試験体 W(LQ) および M(45-0.1) + W(LQ) の表面残留応力の測定を行った結果を，試験体 M(45-0.1) と比較して Fig. 3.9 に示す．ここで，ビードオンプレート溶接時の電流を 200 A とした LQ の条件では，凝固時の粗大粒の形成から 2D 法および多軸揺動を用いても十分な回折が得られず，溶接金属部での測定がやや困難であった．ここで，Fig. 3.4 からも分かるように，極大残留応力は HAZ 部において生じていることから溶接金属の残留応力測定は重要ではないと見なし，LQ の条件においては溶接金属の測定は行わずに溶融境界以降の測定を行った．そのため測定は，溶融境界から 25 mm までを 1 mm 間隔，それ以降を 5 mm 間隔で行った．LQ の条件により得られたビード幅は 12.1 mm である．LQ の条件においても表面残留応力は溶接中心から 11 mm の位置において極大残留応力を生じており，その値も SQ 時と同様に 900 MPa を上回る残留応力が発生している．極大残留応力を示した後の挙動は SQ と比較して大きく減少し，端部において-100 MPa 程度の値を示す結果となった．この結果は，溶接時の残留応力に及ぼす溶接入熱の影響[3.3)]と考えられ，LQ の条件で行った溶接は熱的に幅が狭

い板に対する溶接に該当するため SQ と比較して狭い領域で応力の平衡を保つ必要がある．三本棒モデルに基づいたビードオンプレート溶接時の残留応力に及ぼす溶接入熱の影響を模式的に表した図を Fig. 3.10 に示す．この図に示すように，引張応力と圧縮応力の存在領域でのバランスの結果として，板の端部において比較的大きな圧縮応力が生じたと考えられる．次に，試験体 M(100-0.1) + W(LQ) および W(LQ), M(100-0.1) の表面残留応力の比較を Fig. 3.11 に示す．試験体 M(100-0.1) + W(LQ) の結果も M(45-0.1) + W(LQ) の結果と同様に，溶接中心から 11 mm の位置において $x$ 方向の極大残留応力が発生している．その後の挙動は前項で述べたように，表面機械加工時の影響を受けるため，端部では試験体 M(45-0.1) + W(LQ) より高い残留応力値を示す結果となった．




(a) residual stress in $x$ direction




(a) residual stress in $y$ direction

Fig. 3.9　Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(LQ), M(100-0.1) and M(45-0.1) + W(LQ).

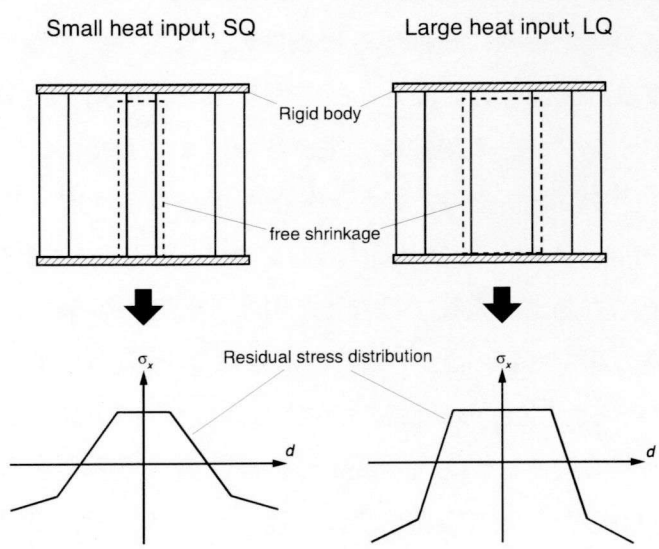
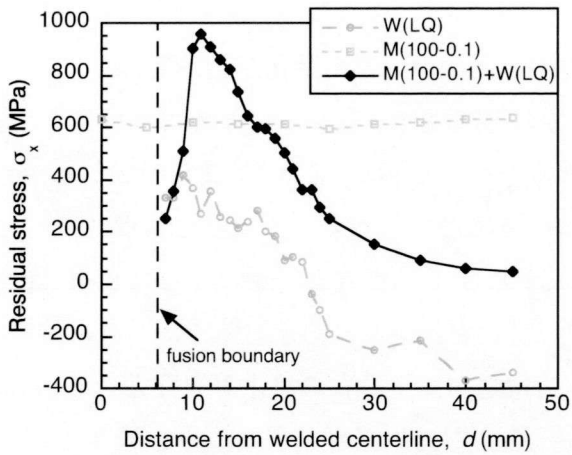
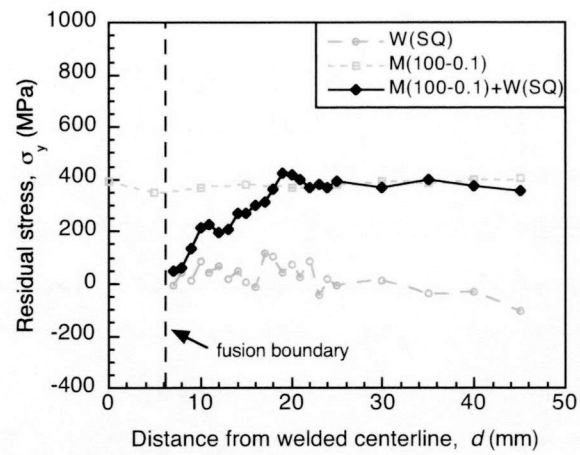



Fig. 3.10　Schematic illustration of effect of welding heat input on residual stress distribution.




(a) residual stress in *x* direction




(a) residual stress in *y* direction

Fig. 3.11　Comparison of surface residual stress distributions between specimen W(LQ), M(100-0.1) and M(100-0.1) + W(LQ).

## 3.4　高エネルギー放射光を用いた極大残留応力の深さ分布の測定

### 3.4.1　中性子回折法を用いた材料内部の残留応力測定法とその課題

SCC の発生のみならず進展に及ぼす残留応力の影響を検討するためには，残留応力の深さ分布が重要である．第 2 章においては，電解研磨により表面を逐次除去し，新生面の残留応力を測定するといった工程を繰返すことにより残留応力の深さ分布を取得した．しかしながら，この逐次研磨法は正確には破壊法になり，その場合には除去した表面層が受け持っていた残留応力の再分布が生じるため，測定により得られた残留応力は実際に存在する残留応力とは厳密には異なることが考えられる．

逐次研磨法を必要としない非破壊法によって残留応力の深さ分布または内部の残留応力分布を取得する手段として，中性子回折法を用いた測定が挙げられる．これまでにも，さまざまな溶接材を対象とした中性回折法を用いた残留応力測定の報告がなされている [3.5-3.8]．ここで，中性子回折により残留応力を評価する際には無ひずみ状態での格子間隔 $d_0$ を求める必要がある [3.9]．この $d_0$ は応力精度に大きく影響するため残留応力を測定する際には重要な因子となるが，添加元素等の影響を受け変化するため，過去の報告においても標準試験片等を作成して $d_0$ を求める工程が必要となっている．また，中性子回折法においては中性子源の強度が弱く，残留応力を検討するための十分な回折を得るためには測定領域を数 mm といったオーダーにする必要があり，そのため空間分解能が低いことが問題としてあげられる．本検討では極大残留応力の深さ分布の測定を目的としているが，Fig. 2. 27 に示した表面機械加工時の残留応力の深さ分布のように，表面から数十μm において急峻な応力勾配を有している可能性が存在するため，中性子回折法による測定は困難である．

### 3.4.2 高エネルギー放射光における侵入深さ一定法を用いた材料内部の残留応力測定法

上述の中性子回折法に対して，第3世代と呼ばれる放射光施設であるSPring-8では高輝度かつ高エネルギーのX線が得られることから十分な空間分解能を有しており，また，第2章で示した$\sin^2\psi$法の適用が可能であるため，対象鋼材の$d_0$を取得する必要はない．さらに，秋庭ら[3.10]によって並傾法と側傾法を組み合わることにより，材料内部に侵入するX線の深さを一定にすることを可能にした侵入深さ一定法が考案されている．この手法を用いることにより，測定対象である試験体の深さ方向に存在する応力勾配の影響を受けることなく，残留応力深さ分布の測定が可能となる．そこで本検討ではこの侵入深さ一定法を用いることにより，残留応力の深さ分布の取得を試みた．

Fig. 3.12にゴニオメーターおよび回折系の関係を示した模式図を示す．また，並傾法におけるX線経路についての模式図をFig. 3.13に示す．この並傾法におけるX線経路に対して側傾法に対するχ軸回転を重畳すると，X線の侵入深さ$D$は以下の式（3.1）で表される[3.11]．

$$D=\frac{\cos\chi\sin\omega}{\mu}\frac{\sin(2\theta_0-\omega)}{\sin\omega+\sin(2\theta_0-\omega)} \tag{3.1}$$

ここで，$2\theta_0$：無ひずみ状態での回折角（deg），μ：質量吸収係数である．多元系物質の質量吸収係数は化学組成によって異なり，以下の式（3.2）で表される．

$$\mu=\sum c_i\cdot\mu_i \tag{3.1}$$

ここで，$c_i$：各元素$i$の重量比，$\mu_i$：各元素$i$の質量吸収係数である．また，試料面法線と回折面法線のなすψはχとωを用いて以下の式（3.3）のように表される．

$$\cos\psi=\cos\chi\cos(\theta_0-\omega) \tag{3.3}$$

これらの式（3.1）および式（3.2）を用いることにより，任意のχ角を与えることによって侵入深さ$D$が一定となるようなωを決定することができる．この侵入深さ一定法を用いて，多結晶体や繊維配向を持つ薄膜[3.12]，表面強加工層[3.13]，ウォータジェットピーニング材[3.14]などの残留応力測定を行った報告がなされている．

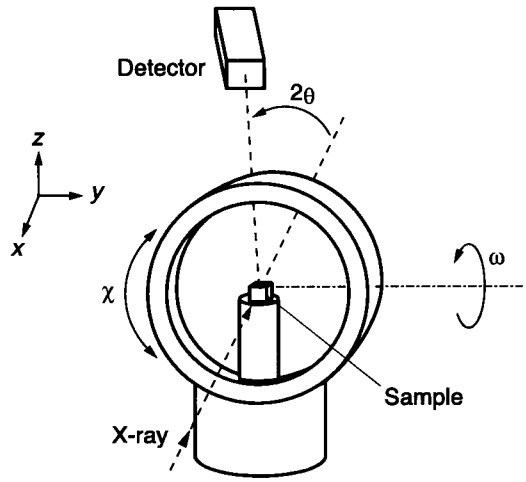



Fig. 3.12 Schematic illustration of goniometer and diffraction system for synchrotron radiation.

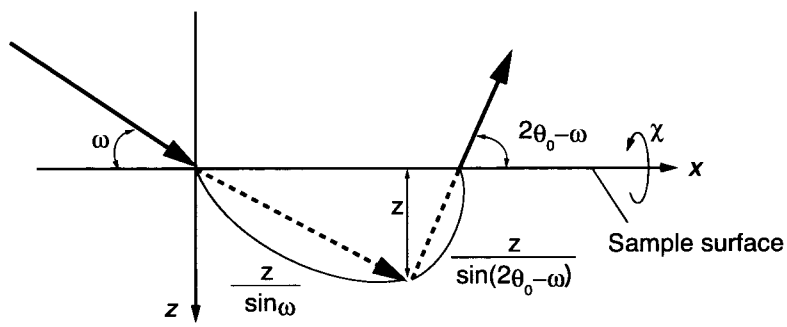



Fig. 3.13 Penetration and path of X-ray.

### 3.4.3 残留応力深さ分布の測定領域と測定条件

高エネルギー放射光を用いた残留応力の深さ分布の測定は，試験体 M(100-0.1) + W(SQ) に対してマシンタイムの関係から$\sigma_x$に関してのみ行った．残留応力測定を行う際の様子をFig. 3.14に示す．また，表面機械加工時の残留応力の深さ分布との比較のため，試験体 M(100-0.1) に対しても$\sigma_x$の測定を行った．測定領域は極大残留応力の発生領域であるが，装置ならびに回折系の関係から，Fig. 3.14に示すように，入射側のビームを試験体に対して水平に近い状態で照射する必要がある．このような場合には測定の照射領域が大きくなり，得られる残留応力がその照射領域の平均値となる．したがって，急激な応力勾配を有するような領域では，測定対象としている領域の応力値とは異なる結果が得られることが想定される．Fig. 3.5 より，極大残留応力は溶接中心より 6 mm の位置において発生しているが，この極大残留応力より溶接金属側では急激な応力勾配を有していることが分かる．入射光および検出器にはビームの広がりを制限するスリットを設けているが，解析に必要なデータを得るためには十分なビームの強度を得る必要があり，限られた時間での測定においてはある程度スリットを大きくする必要がある．そのため，比較的応力勾配が緩やかな，溶接中心から 7 ~

8 mm の領域を対象として残留応力の深さ分布の取得を行った．この際，入射光および検出器のスリットの大きさは，入射側において 2 × 0.3 mm，検出器側では 2 × 3 mm とした．

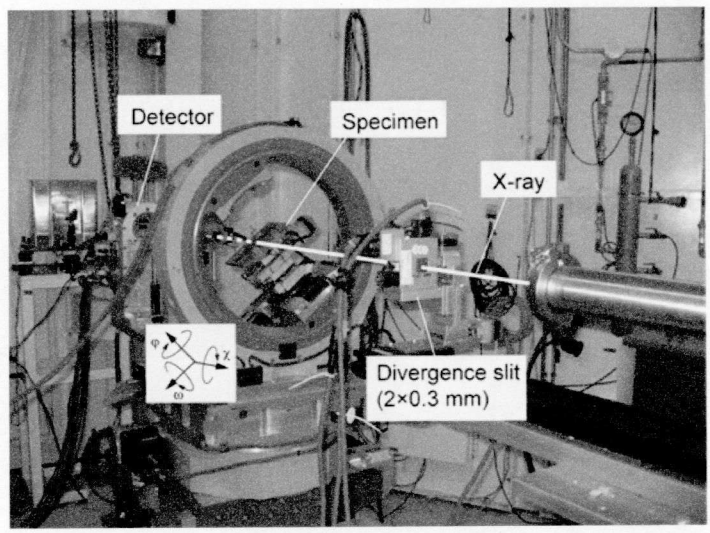



Fig. 3.14　Photograph of goniometer and specimen set up.

測定には SPring-8 内の BL19B2 および BL22XU を用いて行った．測定時の条件を Table 3.3 に示す．BL19B2 と BL22XU では測定時の出力が異なり，それぞれ，72 , 30 keV である．表中の $D_{max}$ は式 (3.2) に示す試験体の質量吸収係数および対応する出力および回折面により得られる最大深さである．回折面は，式 (3.4) に示す Bollenrath らによって提案された方位パラメータ [3.15]がバルク材の値である 0.2 に近く，かつ，用いる回折面が同一の方位パラメータとなる，(220)，(422)，(642) 面とした．残留応力算出時に必要なヤング率およびポアソン比は，Kröner モデル [3.16]により見積もった 209.76 GPa，0.2777 とした．

$$\Gamma = \frac{h^2k^2 + k^2l^2 + l^2h^2}{\left(h^2 + k^2 + l^2\right)^2} \tag{3.4}$$

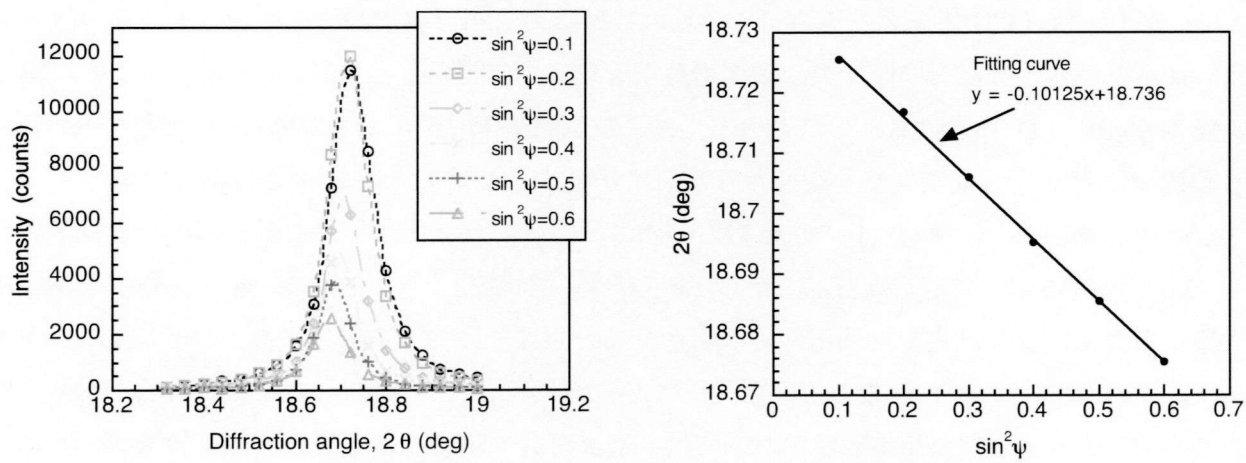
Table 3.3　Measurement conditions for depth distribution of residual stress.

| hkl | Power (keV) | $D_{max}$ (μm) | $z$ (μm) |
|---|---|---|---|
| 220 | 30 | 12.1583 | 1.22 |
| 220 | 30 | 12.1583 | 4.86 |
| 422 | 30 | 21.059 | 10.53 |
| 642 | 30 | 32.168 | 22.52 |
| 422 | 72 | 93.695 | 46.94 |
| 422 | 72 | 93.695 | 65.71 |

### 3.4.4　高エネルギー放射光を用いた極大残留応力の深さ分布の測定結果

#### a.　侵入深さ一定法による残留応力深さ分布の測定結果

試験体 M(100-0.1) + W(SQ) に対して高エネルギー放射光を用いた残留応力の測定を行った結果の一例を Fig. 3.15 に示す．この結果は Table 3.3 に示した回折面に（220）を用いた測定深さが 4.86 μm の結果であり，このようなプロファイルを各試験体および各測定深さに対して測定し，ガウス関数としてフィッティングを行うことにより，Fig. 3.15 (b) に示すような各ψ角に対する 2θを取得した．その結果を基に，残留応力の深さ分布を算出した試験体 M(100-0.1) および M(100-0.1) + W(SQ) の結果を比較して Fig. 3.16 に示す．試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の結果は 22 μm までの結果となっているが，これはそれ以降の深さの測定を行った際に，入射側のビームが溶接金属のわずかな盛り上がりと干渉することで十分な回折ピークが得られなかったことに起因する．ここで，侵入深さ一定法により得られた残留応力分布の値は，測定を行った深さまでの重み付き平均として得られる [3.10]．言い換えれば，任意の深さの測定を行った場合，得られた残留応力値は表面から測定深さに存在する残留応力の平均値として得られており，さらに，回折強度の関係から，より表面の影響を受けた重みを有する結果となる．したがって，対象とした測定深さにおける正確な残留応力値を得るためには，対象とする測定深さ以外から得られた結果を除外する必要がある．




(a) diffraction profile　　(b) $2\theta$ - $\sin^2\psi$

Fig. 3.15　Results of diffraction profile for $z$ = 4.86 μm using (220) plane.

#### b.　残留応力の深さ分布の補正式を用いた実空間分布への変換

侵入深さ一定法により得られた重み付き平均の残留応力分布を実空間に存在する残留応力分布に補正する手法は秋庭ら [3.13]によって提案されている．測定により重み付き平均として得られる残留応力分布は以下の式（3.5）で表される．

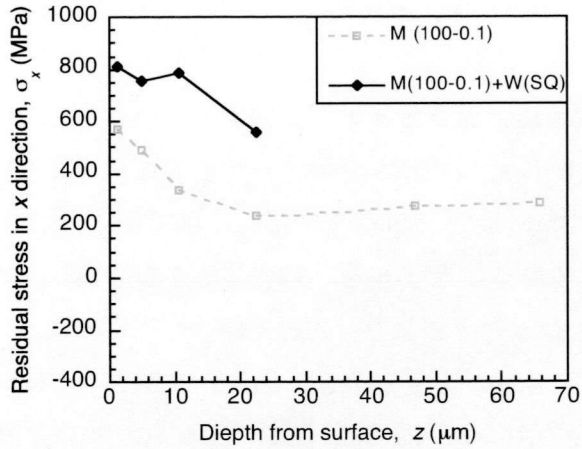



Fig. 3.16　Results of depth distribution of residual stress in $x$ direction using $\sin^2\psi$ method.

$$\langle\sigma(D)\rangle = \frac{\int_0^h \sigma(z)\exp\left(-\frac{z}{D}\right)dt}{\int_0^h \exp\left(-\frac{z}{D}\right)dt} \tag{3.5}$$

ここで，$\langle\sigma(D)\rangle$：重み付き平均の残留応力分布，$\sigma(z)$：実空間での残留応力分布，$D$：式（3.1）により得られる侵入深さ，$z$：表面からの距離，$h$：板厚である．実空間での残留応力分布を三次の多項式で近似し，式（3.5）を基に，重み付き平均の残留応力分布と実空間での残留応力分布の残差二乗和が最小となるように実空間での残留応力分布を求めた．得られた結果を，Fig. 2.27 (b) に示した試験体 M(100-0.1) における$\sigma_x$の深さ分布，および試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の溶接中心から 7 mm の位置に対して，電解研磨を用いた逐次研磨法により測定した$\sigma_x$の深さ分布と比較して Fig. 3.17 に示す．試験体 M(100-0.1) の残留応力の深さ分布は，深さとともに急激に減少し，被削表面から 30 μm 程度において引張残留応力から圧縮残留応力に変化している．この結果は電解研磨を用いた逐次研磨法により測定した残留応力の深さ分布と良く一致しており，また，試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の残留応力の深さ分布の結果も同様に，逐次研磨法により得られた結果と良く一致している．この結果より，今回の測定領域においては，逐次研磨の際に残留応力分布の大きな再分布は生じていないことが考えられる．試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の残留応力の深さ分布は表面からの深さとともに残留応力は減少するものの，その減少勾配は試験体 M(100-0.1) と比較して緩やかであり，表面からおよそ 100 μm 程度の領域においては常に引張残留応力を示す結果となった．

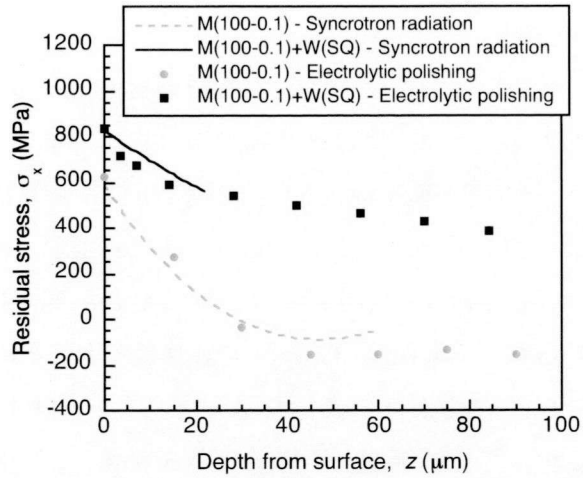



Fig. 3.17　Comparison of depth distributions of residual stress.

## 3.5　施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する考察

### 3.5.1　ビッカース硬さ試験による硬さ分布変化挙動の検討

#### a.　測定領域と測定条件

これまで施工過程に伴う残留応力変化挙動に対する機械加工条件および溶接条件の影響について検討し，条件により多少の差は生じるものの，極大残留応力は HAZ 部において発生し，その値は約 900 MPa であることを示した．また，その深さ分布は表面機械加工時の残留応力とは異なる傾向を示した．この施工過程に伴う残留応力変化挙動に関して検討を行うため，ビッカース硬さ試験を行った．測定領域は Fig. 3.18 に示すように，試験体中央断面の表面から 20 μm の位置において，溶接中心から 15 mm までを 0.5 mm 間隔で行った．測定対象は実際の配管における加工に採用されている条件を対象として，試験体 M(45-0.1)，M(100-0.1)，および W(SQ)，M(45-0.1) + W(SQ)，M(100-0.1) + W(SQ)とした．試験装置は㈱島津製作所製微小硬度計 HMV-1 を用いており，測定条件は，押し込み荷重 490 mN，保持時間 15 s とした．測定は各 14 点行い，得られた値の上下 2 点ずつの計 4 点を除外した 10 点平均とした．

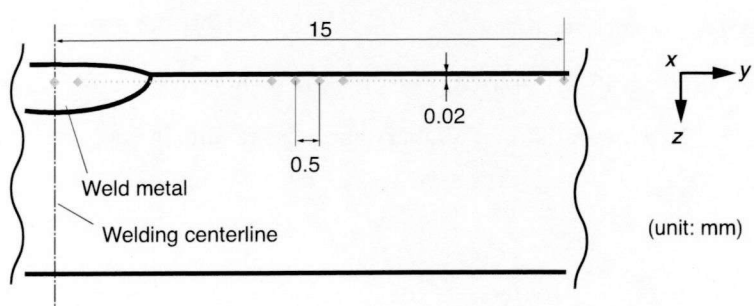
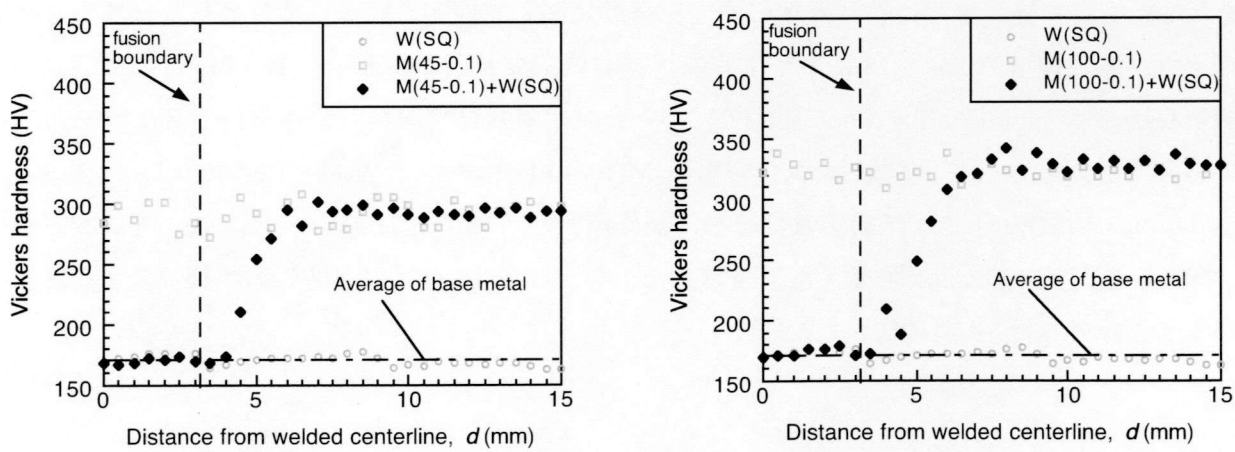



Fig. 3.18　Schematic illustration of measurement region for Vickers hardness testing.

### b. ビッカース硬さ分布の測定結果

ビッカース硬さ試験を行った表面近傍の硬さに関する結果を Fig. 3.19 に示す．ここで，Fig. 3.19 には溶体化材に対して同様の試験を行い，得られた硬さの平均値である 167.7 HV を母材平均として示している．ビードオンプレート溶接時の硬さは全体的に母材平均と同様の硬さを示していることから，表面近傍の硬さにおいては溶接のみによる硬化は見られない．表面機械加工時の硬さは母材平均と比較して大きな値を示しており，表面機械加工時に生じた塑性ひずみが硬化の原因として考えられる．また，試験体 M(45-0.1)，M(100-0.1) の平均硬さはそれぞれ，291.8，323.1 HV であり，切削速度が速い試験体 M(100-0.1) の方が高い硬化を示した．試験体 M(45-0.1) + W(SQ) の結果は溶接金属および溶融境界近傍において母材平均と同様の硬さを示すが，距離とともに上昇し，溶接中心から 7 mm 付近において試験体 M(45-0.1) と同様の硬さを示し，それ以降は加工層の硬さを示す結果となった．試験体 M(100-0.1) + W(SQ) の結果も同様に，溶融境界以降において距離とともに上昇し，溶接中心から 7 mm 付近において加工層と同様の硬さを示した．これらの表面機械加工後に溶接を行った際の硬さ分布は，Fig. 3.4 などに示すように施工過程後の残留応力分布が距離とともに上昇し，溶接中心から 6 mm 前後において極大残留応力を示す傾向とよく一致している．一般に，硬さは降伏応力や引張強さなどの力学的因子との関連があることが工学的に明らかにされていることから，この硬さ変化が施工過程に伴う残留応力変化挙動に対して重要な因子であと考えられる．したがって，残留応力の変化挙動を把握するためには，加工層に熱サイクルが付与された場合に硬さが低下する要因を把握する必要がある．




(a) W(SQ), M(45-0.1) and M(45-0.1)+W(SQ)　　(b) W(SQ), M(100-0.1) and M(100-0.1)+W(SQ)

Fig. 3.19　Comparison of Vickers hardness results in each specimen.

### 3.5.2　EBSD 法を用いた加工層における組織変化の観察

#### a.　観察領域と観察条件

上述のように，残留応力変化挙動を検討するためには，加工層における硬さの低下を検討する必要がある．そのため，Fig. 3.19 において硬さの変化が比較的大きかった試験体 M(100-0.1) + W(SQ) に対して後方電子散乱回折法（Electron Backscatter Diffraction; EBSD）法を用いた組織観察を行った．用いた装置は日本電子㈱社製の電界放出型走査電子顕微鏡 JSM-7001FA に搭載した EBSD 検出器により行った．観察領域は Fig. 3.20 に示すように，試験体中央断面の溶接中心から 3.5, 5.5, 7.5 mm である．溶接中心より 3.5 mm の領域は母材平均の硬さを示す領域，7.5 mm の領域は加工層と同様の硬さを示す領域，5.5 mm の領域はこれらの中間領域に対応しており，溶接中心からの距離とともにそれぞれ領域 A, B, C とする．測定時の加速電圧は 25 kV とし，結晶方位の測定間隔は 0.25 μm とした．

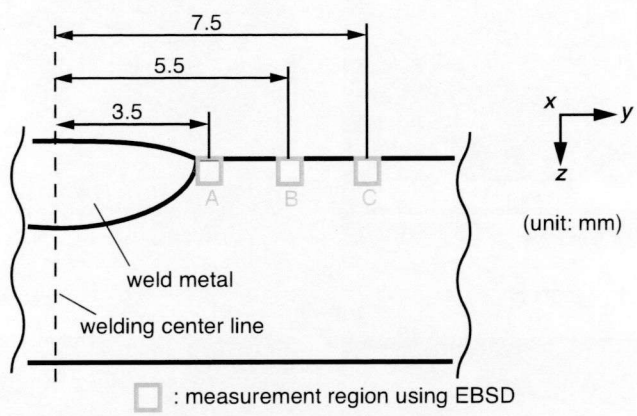
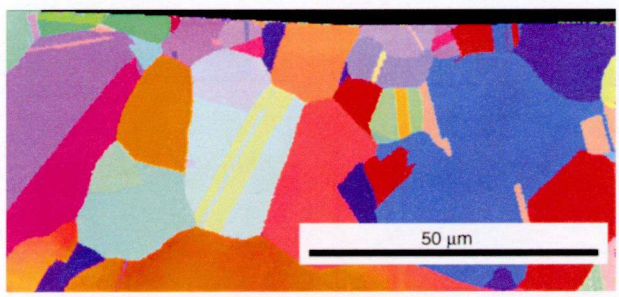



Fig. 3.20　Schematic illustration of measurement region for EBSD method.

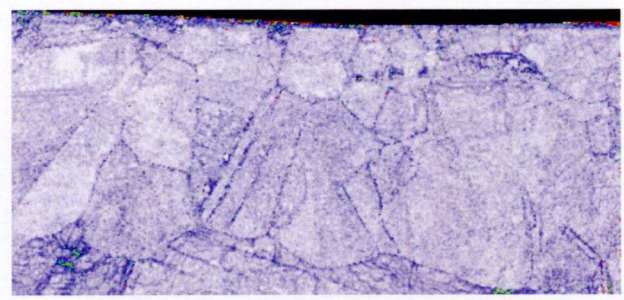
#### b.　EBSD 観察結果

Fig. 3.21 に領域 A,B,C に対して逆極点（Inverse Pole Figure; IPF）図，および隣接した測定ピクセル間での方位差を示すパラメータである KAM（Kernel Average Misorientation）マップを示す．KAM マップは，材料の転位密度や塑性ひずみ分布との関連が示唆[3.17, 3.18]されていることから，本検討においては表面機械加工時の導入される塑性ひずみ分布の定性的な評価に用いている．これらの結果を比較すると他の領域に対して領域 A では結晶方位回転やすべり線が一切確認できず，表面機械加工により生じた塑性ひずみの痕跡が見られない．さらに，結晶粒径も他の領域と比較して小さく，KAM 値も低い値を示していることから，領域 A では溶接熱サイクルに伴う再結晶が生じたと考えられる．領域 B では表面機械加工時の塑性ひずみは残存しているものの，領域 C と比較して明らかにその量が減少していることが分かる．したがって，この領域においては溶接熱サイクルに伴う加工層での回復が生じたと推測される．領域 C においては結晶粒の回転やすべり線だけでなく，強

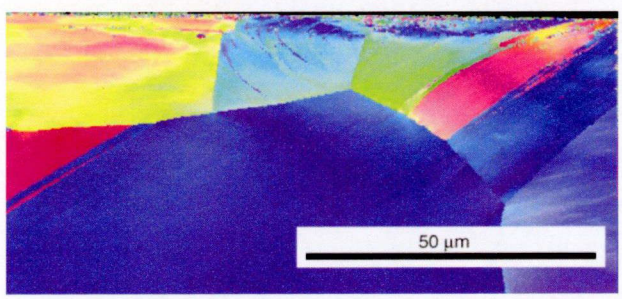
加工に起因するランダムな菊池パターンを示す領域も表面近傍に多く存在している．硬さ分布の観点からもこの領域 C では回復および再結晶といった組織変化は見られないため，表面機械加工時の塑性ひずみがそのまま残存していると推測される．



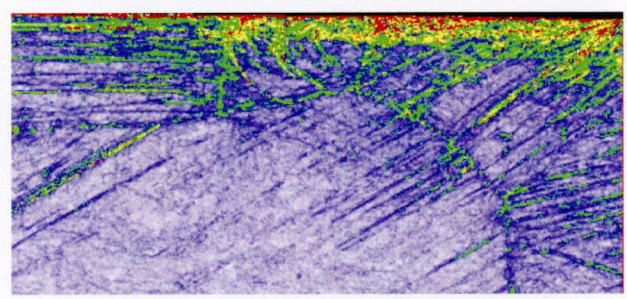

(a) IPF map at region A



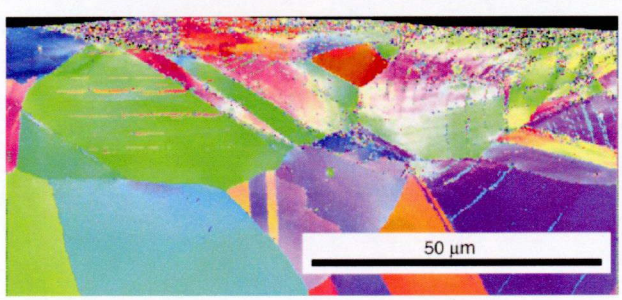
(b) KAM map at region A



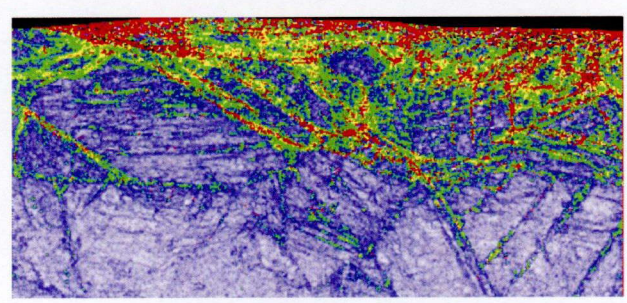

(c) IPF map at region B



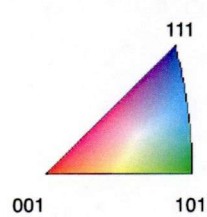
(d) KAM map at region B



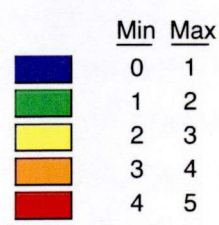

(e) IPF map at region C



(f) KAM map at region C




(g) legend of IPF




(h) legend of KAM

Fig. 3.21　Results of IPF and KAM maps in specimen M(100-0.1)+W(SQ) using EBSD method.

### 3.5.3 硬さおよび組織に基づいた施工過程に伴う残留応力変化挙動の考察

施工過程に伴う残留応力変化挙動において，表面機械加工時に発生する加工層での硬さが溶接熱サイクルに伴い低下することが重要な因子であり，またその硬さの低下は溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶であることを示した．さらに，第 3.3 節において，極大残留応力を示した後の表面残留応力分布は表面機械加工また溶接のみにより発生する残留応力に影響を受けることを示した．これらの結果から，Fig. 3.22 に示す施工過程に伴う残留応力変化挙動のモデルが導かれる．表面機械加工後にビードオンプレート溶接を施した場合の残留応力分布は，既に表面機械加工により生じた残留応力分布が存在する状態下において溶接による残留応力が発生する．つまり，溶接により発生する残留応力は，深さ方向に分布を持つと考えられる表面機械加工時の各深さにおける残留応力上において平衡を保つと考えられる．これらの残留応力が重畳した結果，組織変化する領域を除いた表面にて，表面機械加工時の残留応力に溶接時の残留応力を足し合わせたような分布が発生したと考えられる．溶接金属および溶融境界近傍では熱サイクルに伴う再結晶，回復による硬さの低下が生じるため，表面機械加工に伴って導入された加工硬化が消失または減少し，機械加工ままの状態で受け持つことが可能であった応力を保てず，再結晶が生じた領域においては母材の降伏応力に近い値を示すと推測される．

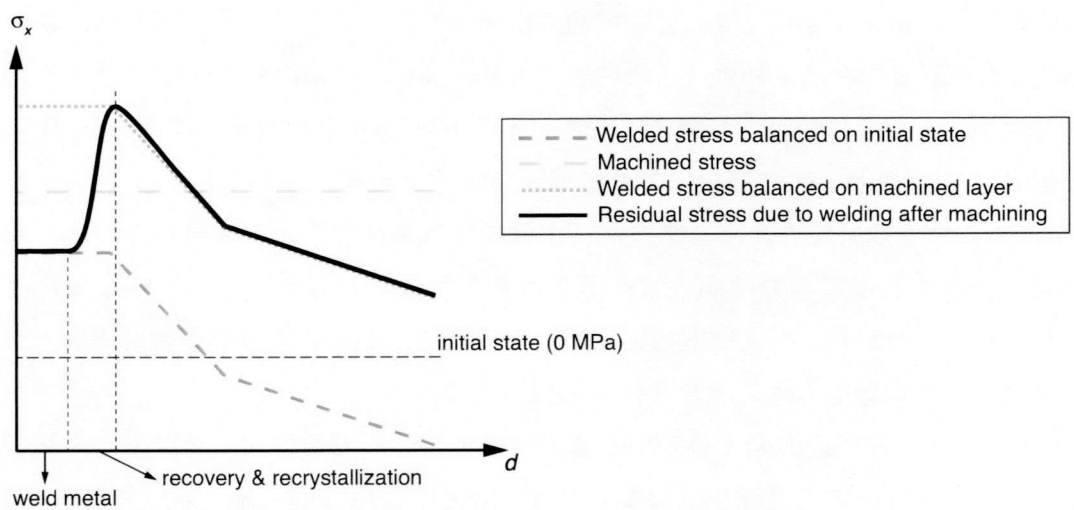



Fig. 3.22　Schematic illustration of surface residual stress variation due to welding after surface machining.

しかしながら，このようなモデルで考えられるのは，試験体 M(100-0.1)，M(45-0.3) および M(100wet-0.1) に対して溶接を行った場合（表面機械加工時の残留応力 600 MPa + 溶接時の残留応力 300 MPa = 極大残留応力 900 MPa）においてのみであり，表面機械加工時の残留応力によらず極大残留応力はおよそ 900 MPa の値を示していることから，極大残留応力に関しては表面機械加工時の残留応力と溶接時の残留応力の足し合わせは成り立たない．極大残留応力の深さ分布からも同様のことが言え，Fig. 3.22 が成り立つのであれば値は異なるものの，深さ分布の応力勾配は同様の

はずである．以上より，極大残留応力を示した後の表面残留応力分布に関してはFig. 3.22に示すようなモデルが成り立つと考えられるが，極大残留応力に関しては溶接時の熱応力等の影響により，表面機械加工時の残留応力と溶接時の残留応力の足し合わせは成り立たないと考えられる．

## 3.6 結言

本章では，沸騰水型原子力発電プラントのPLR配管に顕在化しているSCCに関して，その発生および進展に関して重要な因子である残留応力に注目し，配管施工である表面機械加工後の溶接に伴う残留応力変化挙動に関する検討を行った．まず，表面機械加工を施した板材に対してビードオンプレート溶接を行い，X線回折法を用いて表面残留応力の測定を行うとともに，残留応力変化挙動におよぼす機械加工条件および溶接条件の影響を検討するとともに，高エネルギー放射光を用いて残留応力の深さ分布の取得を行った．さらに，ビッカース硬さ試験およびEBSDを用いた組織観察を行うことにより，施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する考察を行った．得られた主な結論を以下に示す．

(1) 表面機械加工後にビードオンプレート溶接を行った結果，残留応力分布は溶接中心から6 mm，溶融境界から3 mm程度の位置において極大値を示した．この極大残留応力は，表面機械加工のみ，または溶接のみにより生じる残留応力よりも高い900 MPa前後の値を示した．この値はSCC発生応力のしきい値として報告されている約600 MPaよりも高い値であり，施工過程に伴う残留応力変化挙動はSCC発生に対して重要な因子である．

(2) 施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす機械加工条件の影響を検討した結果，表面機械加工により発生する残留応力は極大値を示した後の残留応力分布に対して影響を及ぼすことを示した．しかしながら，極大残留応力に及ぼす機械加工条件の明確な影響は確認できず，その発生位置および残留応力値に大きな差は確認できなかった．

(3) 施工過程に伴う残留応力変化挙動に及ぼす溶接条件の影響を検討した結果，入熱の大きい条件において極大残留応力の発生位置が異なり，溶接中心から11 mm，溶融境界から5 mm程度の位置において発生した．極大残留応力を示した後の残留応力分布は表面機械加工のみならず，溶接時に発生する残留応力分布にも影響を受けることを示した．

(4) 高エネルギー放射光および電解研磨を用いた逐次研磨法により，施工過程により発生する極大残留応力発生領域近傍の深さ分布を取得した．比較のため，表面機械加工のみの場合に関しても残留応力の深さを測定した結果，これらの残留応力の深さ分布はその応力勾配において異なる傾向を示し，表面機械加工後に溶接を行った場合の残留応力の深さ分布は，表面から100 μmの領域においても引張残留応力を示す結果が得られた．

(5) 残留応力変化挙動に関する検討を行うため，ビッカース硬さ試験およびEBSDを用いた組織

観察を行った結果，表面機械加工後に溶接を行った際の硬さ分布は溶接金属および溶融境界近傍において母材平均と同等の硬さを示すものの，距離とともに硬さは上昇し，溶接中心からおよそ 7 mm 以降は表面加工層と同等の硬さを示す結果となった．組織観察の結果，この硬さの低下は溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶が生じた結果であることを示した．

(6) 表面機械加工後のビードオンプレート溶接により発生する表面残留応力分布は，HAZ 部において生じる極大残留応力を除いて，表面機械加工時の表面残留応力分布の存在したにおいて溶接時の表面残留応力分布が平衡を保つ分布として考えられる．しかしながら，極大残留応力に関しては表面機械加工および溶接条件の影響による変化が見られなかったことから，この考えが成り立つとは考えられず，溶接時の熱応力等の影響が示唆される．

## 第 3 章の参考文献


3.1) 橋本匡史，大沢悠介，平野伸郎，望月正人，西本和俊，“Ni 基 600 合金 GTA 溶接部における X 線応力測定の高精度化”，材料，第 60 巻，第 7 号（2011），pp. 604-609.

3.2) T. Hashimoto, Y. Osawa, S. Hirano, M. Mochizuki and K. Nishimoto, “Accuracy improvement of X-ray residual stress measurement in welds of Ni based alloy by two-dimensional detector with multiaxial rocking”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 16, No. 3 (2011), pp. 261-266.

3.3) 佐藤邦彦，向井喜彦，豊田政男，“溶接工学”，理工学社（1979）.

3.4) 竹田貴代子，谷山明，工藤赳夫，内田仁，水木純一郎，“表面硬化層を有する低炭素 316 ステンレス鋼の高温水中での SCC 挙動”，材料と環境，第 58 巻（2009），pp. 228-233.

3.5) 望月正人，林真琴，服部敏雄，“溶接残留応力の固有ひずみ解析および熱弾塑性解析とその中性子回折測定による検証”，日本機械学会誌（A 編），第 63 巻，第 612 号（1997），pp. 1675-1680.

3.6) 林真琴，石渡雅幸，皆川宣明，船橋達，“中性子回折によるソケット溶接継手の残留応力の測定”，材料，第 44 巻，第 507 号（1995），pp. 1464-1469.

3.7) 林真琴，石渡雅幸，森井幸生，皆川宣明，“中性子回折による炭素鋼配管突合せ溶接継手の残留応力”，材料，第 45 巻，第 7 号（1996），pp. 772-778.

3.8) 鈴木裕士，T. M. Holden，盛合敦，皆川宣明，森井幸生，“中性子回折法による高張力鋼突合せ溶接材の残留応力評価”，材料，第 54 巻，第 7 号（2005），pp. 685-691.

3.9) 田中啓介，鈴木賢治，秋庭義明，“残留応力の X 線評価 –基礎と応用–”，養賢堂（2006）.

3.10) 秋庭義明，田中啓介，鈴木賢治，柳瀬悦也，西尾光司，楠見之博，尾角英毅，新井和夫，“放射光によるショットピーニング材の残留応力分布評価”，材料，第 52 巻，第 7 号（2003），pp. 764-769.

3.11) 柳瀬悦也，西尾光司，楠見之博，新井和夫，秋庭義明，田中啓介，“放射光高エネルギ X 線を用いた入射角一定法による表面下深部の残留応力分布の非破壊評価”，材料，第 51 巻，第 12 号（2002），pp. 1429-1435.

3.12) 田中啓介，秋庭義明，河合雅典，森下裕介，“侵入深さ一定法を用いた残留応力分布の放射光非破壊測定”，日本機械学会 2004 年度年次大会講演論文集（2004），pp. 247-248.

3.13) 秋庭義明，小島由梨，木村英彦，丸小慶介，“侵入深さ一定法による表面強加工材の残留応力分布の予測”，材料，第 57 巻，第 7 号（2008），pp. 660-666.

3.14) 橘本匡史，菖蒲敬久，望月正人，“高エネルギー放射光を用いた強加工層極表面近傍での残留応力測定と組織変化挙動の考察”，材料，第 61 巻，第 7 号（2012），pp. 612-619.

3.15) F.Bollenrath, V.Hauk, E.H.Müller, “Zur Berechnung der vielkristallinen Elastizitätskonstanten aus den Werten der Einkristalle”,Zeitschrift fur Metallkunde, Vol.58, pp.76-82 (1967).

3.16) E. Kröner, “Berechung der elastischen konstanten des vierkristalls aus den konstanten des einkristalls”, Zeiteschrift Physik, Vol.151, pp504-518, (1958).

3.17) M. Kamaya, A. J. Wilkinson and J. M. Titchmarsh, “Measurement of plastic strai of polycrystalline material by electron backscatter diffraction”, Nuclear Engineering and Design, Vol. 235, pp. 713-725 (2005).

3.18) A. J. Wilkinson, D. J. Dingley and G. Meaden, “Strain mapping using electron backscatter diffraction”, Electron Backscatter Diffraction in Material Science, Kluwer Academic/Plenum Publishers, pp. 231-249 (2009).

# 第4章　硬さ変化に基づいた施工過程に伴う残留応力分布変化挙動の数値解析手法の構築

## 4.1　緒言

第3章において，PLR配管等に顕在化しているSCCの主要因として考えられている残留応力に注目し，配管に存在する詳細な残留応力分布を把握することを目的として，溶接接合過程を対象とした表面機械加工後のビードオンプレート溶接により，HAZ部においてSCC発生応力のしきい値を上回るような極大残留応力が発生することを示した．この要因として，表面機械加工時に発生した加工硬化がビードオンプレート溶接時に低下することを示し，この硬さの低下は溶接熱サイクルに伴う表面加工層での回復・再結晶によるものであることを明らかにした．施工過程により生じる残留応力分布において，溶接金属および極大残留応力発生領域を除く領域での残留応力分布は，表面機械加工のみにより生じる残留応力分布，またビードオンプレート溶接のみにより生じる残留応力分布に影響を受け，その分布形態が変化することから，表面機械加工時の残留応力と溶接時の残留応力の加算が成り立つと考えられる．しかしながら，極大残留応力は機械加工および溶接条件によらずほぼ一定の値を示しており，残留応力分布の足し合わせは成り立たないと考えられる．SCCの発生・進展に及ぼす残留応力の影響を検討するためには，実機配管に存在する残留応力分布を把握することが重要であり，そのためには，施工過程に伴う残留応力変化挙動ならびに極大残留応力に関する検討が重要となる．

そこで本章では，施工過程に伴う残留応力変化挙動に関して重要な因子であると考えられる，溶接熱サイクルが付与された場合の硬さ変化に注目して，熱時効試験により表面加工層での熱サイクルに伴う硬さ変化挙動を整理することを試みる．さらに，この結果を表面機械加工後のビードオンプレート溶接により発生する残留応力分布を対象とした数値解析に適用することにより，施工過程に伴う残留応力変化挙動，および極大残留応力の生成機構に関する検討を行う．

## 4.2　恒温熱時効試験による表面加工層での硬さ変化挙動に対する加算則を用いた整理

### 4.2.1　供試材料および試験条件

熱サイクルに伴う表面加工層での硬さ変化挙動を把握することを目的として，熱時効試験を行った．第3章において溶接入熱が小さいSQの条件で溶接を行った場合，極大残留応力の発生領域は機械加工条件によらずほぼ同様の位置において発生していたことから，熱サイクルに伴う硬さ変化挙動に及ぼす機械加工条件の影響は無視できるものとし，供試材は本研究において最も基準となる機械加工条件を施した試験体M(45-0.1)とした．この試験体から$6(l) \times 6(w) \times 8(t)$ mm$^3$の寸法に試験

片を切り出し，高周波誘導加熱装置を用いて熱時効試験を行った．熱時効試験の条件を Table 4.1 に示す．付与する熱サイクルは試験片に取り付けた熱電対により計測し，入力した昇温速度を満たすように管理される．本実験においては，等温過程を仮定した表面加工層での硬さ変化評価のため，迅速な昇温，および目標温度到達後のオーバーシュートを抑えることが求められる．以上の理由から，目標温度の 50°C 下までを 200°C/s，以降を 50°C/s で昇温した．目標温度に到達し，任意の時間保持後は直ちに水冷を行うことにより，Table 4.1 で示した各条件での恒温熱時効として扱った．

Table 4.1 Test conditions of isothermal aging testing for evaluation of hardness variation.

| $T$ (°C) | $t$ (s) |
|---|---|
| 850 | 3, 4, 8, 10, 15, 20 |
| 800 | 3, 6, 10, 12, 20 |
| 750 | 3, 6, 8, 10, 15 |
| 700 | 3, 6, 10, 15 |
| 650 | 3, 6, 10, 15 |

### 4.2.2 ビッカース硬さ試験による再結晶率の評価

Table 4.1 に示した条件において熱時効試験を行った後，ビッカース硬さ試験により恒温熱時効後の硬さを測定した．測定条件は第 3 章において硬さ分布を測定した場合と同様に，荷重を 490 mN，保持時間を 15 s とした．また，結果に関しても同様に，14 点の測定値の最大値 2 点，最低値 2 点の計 4 点を除外した 10 点平均として整理した．このような条件において測定した結果を Fig. 4.1 に示す．図中には初期硬さとして，熱時効を行う前の試験体 M(45-0.1) の平均値である $HV_0 = 291.8$ を示している．熱時効を行った試験片の硬さはどの時効温度においても時効時間とともに低下していることが確認できる．

一般に，冷間圧延等の加工層を有する材料に対する再結晶率は，組織写真等を基にして再結晶粒が占める割合として算出される．本検討では熱サイクルに伴う硬さ変化を把握することを目的としており，硬さ変化をそのまま用いることが望ましい．さらに，第 3 章の Fig. 3.19 において考察したように，硬さ変化は熱サイクルに伴う表面加工層での回復によっても生じることから，組織写真における再結晶粒が占める割合を用いた再結晶率の算出法では回復による硬さ変化を捉えることは困難である．これらの観点から硬さ変化を用いた再結晶率の評価を行う．硬さ変化から再結晶率を算出する手法として，井川ら[4.1]によって提案された以下の式（4.1）を用いた．

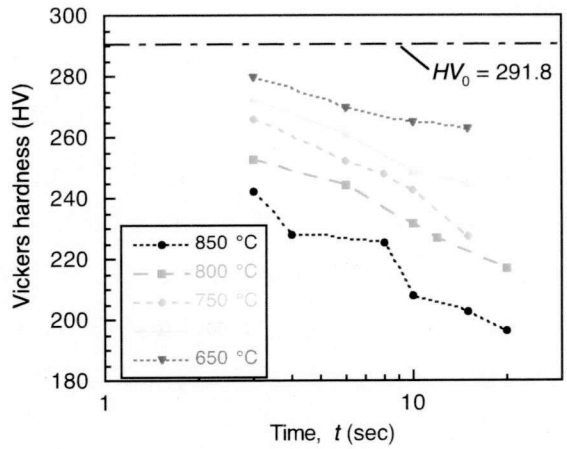



Fig. 4.1　Hardness variation due to isothermal aging testing.

$$f = \frac{HV_0 - HV_{Aging}}{HV_0 - HV_{Recrystallization}} \tag{4.1}$$

ここで，$f$：再結晶率，$HV_0$：恒温熱時効を行う前の硬さ，$HV_{Aging}$：恒温熱時効試験後の測定硬さ，$HV_{Recrystallization}$：再結晶完了後の硬さである．ここで，上述のように，$HV_0$は表面加工層の平均硬さである 291.8 HV とし，$HV_{Recrystallization}$は 1050°C において 1 h の溶体化処理を行った試験体の平均値である 167.7 HV とした．式（4.1）を基に，再結晶率を算出した結果を Fig. 4.2 に示す．恒温熱時効試験により得られた硬さ変化は，いずれの温度においても時間とともに再結晶率が増加する一般的な再結晶挙動を示していることから，式（4.1）を用いた再結晶率の算出は，熱サイクルに伴う表面加工層での硬さ変化を再結晶率として評価できると判断し，以後，この結果を基に検討を行う．

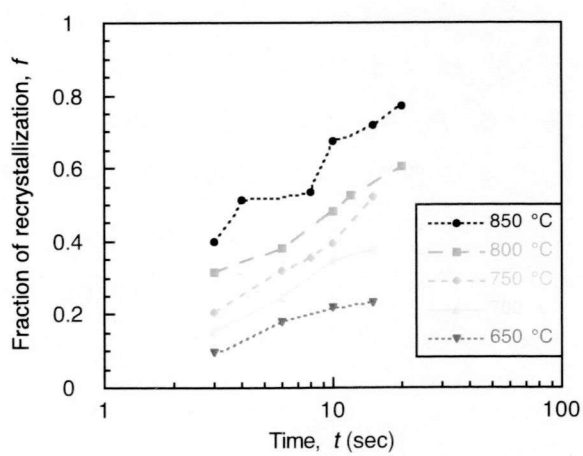



Fig. 4.2　Variation of fraction of recrystallization due to isothermal aging testing.

### 4.2.3 熱サイクルに伴う硬さ変化への加算則の適用

溶接時の冶金現象の特徴として，温度が時間とともに急激に変化することが挙げられる．このような場合に対して加算則を用いて評価する試みがなされており，再結晶挙動[4.1)]や，δフェライトの分解[4.2)]等に対して加算則を適用した研究が報告されている．加算則とは任意の熱サイクルを微小時間の恒温保持過程として取り扱い，微小保持時間をその温度での現象が開始する時間で除した値の積分値が 1 となった場合に，対象とする現象が開始するとしたものである．本検討においても，熱サイクルに伴う表面加工層での硬さ変化を対象とした，加算則を用いた整理を試みた．

熱サイクルにより生じる再結晶挙動に対して加算則を適用する際に用いられる Johnson-Meh 型の速度式[4.3)]は，以下の式（4.2）で表される．

$$f = 1 - \exp\left\{-(Kt)^n\right\} \tag{4.2}$$

ここで，$f$：再結晶率，$K$：速度定数（$s^{-1}$），$t$：時間（s），$n$：定数である．この式（4.2）を整理し，両辺に 2 回ずつ対数をとると，以下の式（4.3）が得られる．

$$\ln\left\{\ln\left(\frac{1}{1-f}\right)\right\} = n\ln K + n\ln t \tag{4.3}$$

式（4.3）をもとに，縦軸を ln {ln (1/1-$f$)}，横軸を ln t とした Johnson-Mehl プロットを行った結果を Fig. 4.3 に示す．多少のばらつきが存在しているものの，Johnson-Mehl プロットを行った結果は恒温熱時効試験を行ったどの温度においても良好な直線関係を示しており，その傾きはいずれの温度においてもほぼ等しい．以上より，機械加工材における再結晶は，式（4.2）の Johnson-Mehl の式に従うことが確認できる．また，式（4.3）から分かるように，Fig. 4.3 において得られた傾きが $n$，各温度に対する切片が $n \ln K$ となる．Fig. 4.3 より，各温度において得られた傾き $n$ を最小二乗法により求めた値は 0.5622 であった．この場合における速度定数 $K$ は以下の式（4.4）に示す Arrhenius 型の式で示される．

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{4.4}$$

ここで，$K_0$：定数（$s^{-1}$），$Q$：活性化エネルギー（J/mol），$R$：気体定数（8.314 J/mol·K），$T$：温度（K）である．式（4.4）に対して両辺に自然対数をとると，以下の式（4.5）が得られる．

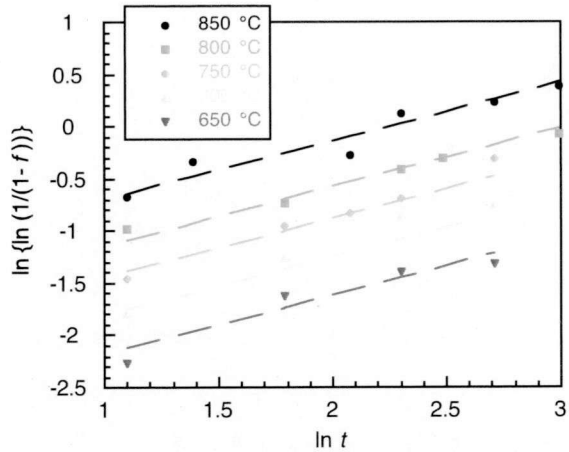



Fig. 4.3　Result of Johnson-Mehl plot for hardness variation due to isothermal aging.

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{R}\frac{1}{T} \tag{4.5}$$

式（4.5）を基に，Fig. 4.3 において得られた切片を傾き $n$ で除した ln $K$ を縦軸，温度の逆数 $1/T$ を横軸とした Arrhenius プロットを行った結果を Fig. 4.4 に示す．式（4.5）から分かるように，Fig. 4.4 における傾きが$-Q/R$，切片が $K_0$ となる．すなわち，近似曲線から得られる $Q$，$K_0$ の値はそれぞれ，$1.109\times10^5$（J/mol），$1.367\times10^4$（$s^{-1}$）となった．

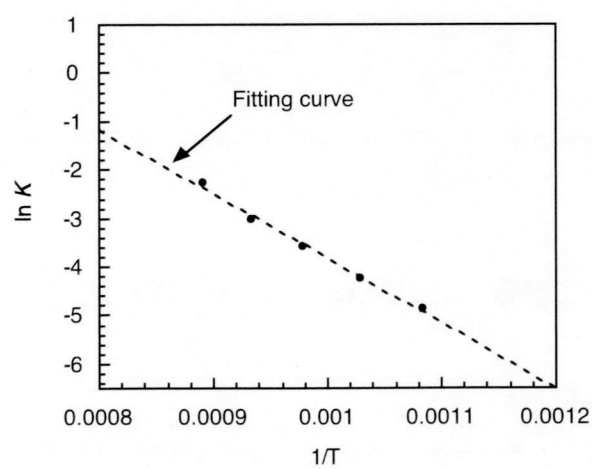



Fig. 4.4　Results of Arrhenius plot for hardness variation due to isothermal aging.

以上のように，表面加工層に対して熱サイクルが付与された場合に生じる硬さ変化は，Johnson-Mehl型の式で記述可能であり，その速度定数$K$は温度のみの関数で表される．したがって，熱サイクルにより生じる再結晶は式（4.2），および式（4.4）に示した Arrhenius 型の速度式を微小時間に対する積分形式に置き換えた以下の式（4.6）を用いた加算則の適用が可能となる．

$$K = K_0 \int_0^t \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) dt \tag{4.6}$$

Johnson-Mehl プロット，および Arrhenius プロットにより導出した材料定数 $n, K_0, Q$ を用いて加算則を適用した際の再結晶率の精度を検証するため，式（4.2），（4.6）を基に再結晶率の計算を行った．その結果を Fig. 4.2 に示した硬さから算出した再結晶率と比較して Fig. 4.5 に示す．どの温度においても実験および計算結果は良く一致しており，導出した材料定数を用いて，表面加工層に対して熱サイクルが付与された場合の再結晶挙動に伴う硬さ変化を精度良く評価することが可能となった．

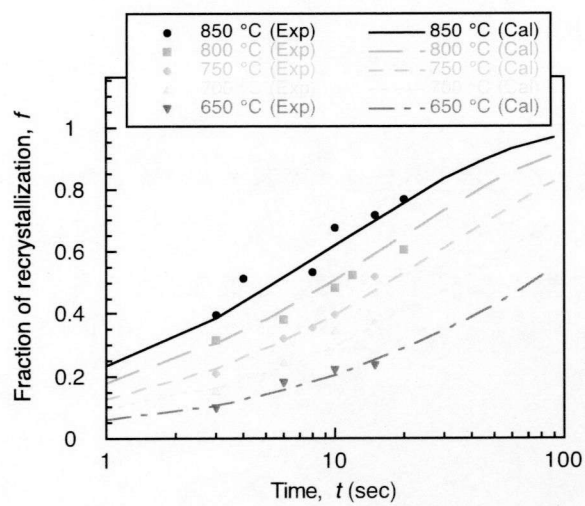



Fig. 4.5　Comparison of experimental and calculated results of fraction of recrystallization.

## 4.3　加算則を適用した施工過程に伴う残留応力変化挙動の数値解析手法の構築

### 4.3.1　数値解析モデルと解析条件

表面機械加工後のビードオンプレート溶接に伴う硬さ変化への加算則を適用することにより，残留応力変化挙動の数値解析を行った．数値解析は汎用有限要素解析ソフトウェア ABAQUS / Standard ver. 6.9 を用いた熱弾塑性解析により実施した．解析対象は，第 3 章において残留応力分布および硬さ分布の測定を行った試験体と同様の 150 ($l$) × 100 ($w$) × 8 ($t$) mm$^3$ の寸法を有する板材である．数値解析に用いた数値解析モデルは対称性を考慮して 150 ($l$) × 50 ($w$) × 8 ($t$) mm$^3$ とした 1/2 モデルを用いた．解析に用いたモデルを Fig. 4.6 に示す．表面機械加工により生じる残留応力の深さ分布は Fig. 2.27 に示すように，表面から数十μm において急激な応力勾配を有していることから，

この残留応力の深さ分布に対応するため表面部には細かい要素を用いた．材料特性は Fig. 4.7 に示す温度依存性を考慮したオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L の特性を用いた．また，溶融温度とした 1400°C 以上に加熱された部分に対しては塑性ひずみを 0 とする Annealing 機能[4.4]を適用した．溶接条件として Table 3.1 に示した SQ および LQ 両方の条件を用いており，溶接熱源はアーク・プラズマとの熱輸送現象に基づいた Okano ら[4.5]により採用された以下の式（4.7）で与えられる二重半楕円ガウス熱源モデルとして与えた．

$$Q(x,y,t)=\frac{q}{\pi r^2}\exp\left\{-\frac{(x-vt)^2}{r^2}\right\}\cdot\exp\left\{-\frac{y^2}{r^2}\right\} \tag{4.7}$$

ここで，$Q\ (x,y,t)$：表面熱流束（J/s·mm$^2$），$q$：単位時間あたりの入熱量（J/s），$r$：溶接入熱分布の半径（mm），$v$：溶接速度（mm/s），$t$：時間（s）である．SQ の条件においては，$q$ = 950 J/s，$r$ = 2.6 mm とし，LQ の条件においては，$q$ = 1800 J/s，$r$ = 2.75 mm とした．冷却は以下の式（4.8）および（4.9）で表される輻射および雰囲気との熱伝達を考慮して行った．

$$Q_{Radiation}=es\left(T_{transient}^4-T_{ambient}^4\right) \tag{4.8}$$

$$Q_{Transfer}=h\left(T_{transient}-T_{ambient}\right) \tag{4.9}$$

ここで，$Q_{Radiation}$：輻射による表面熱流束（J/s·mm$^2$），$Q_{Transfer}$：雰囲気との熱伝達による表面熱流束（J/s·mm$^2$），$e$：輻射率，$s$：ステファン・ボルツマン定数 = 5.675×10$^{-8}$（J/s·mm$^2$·K），$h$：熱伝達係数（J/·mm$^2$·K），$T_{transient}$：遷移温度（K），$T_{ambient}$：雰囲気温度（K）である．輻射率 $e$ は 0.3 とし，熱伝達係数 $h$ は空気との熱伝達を対象として 10 J/·mm$^2$·K とした．

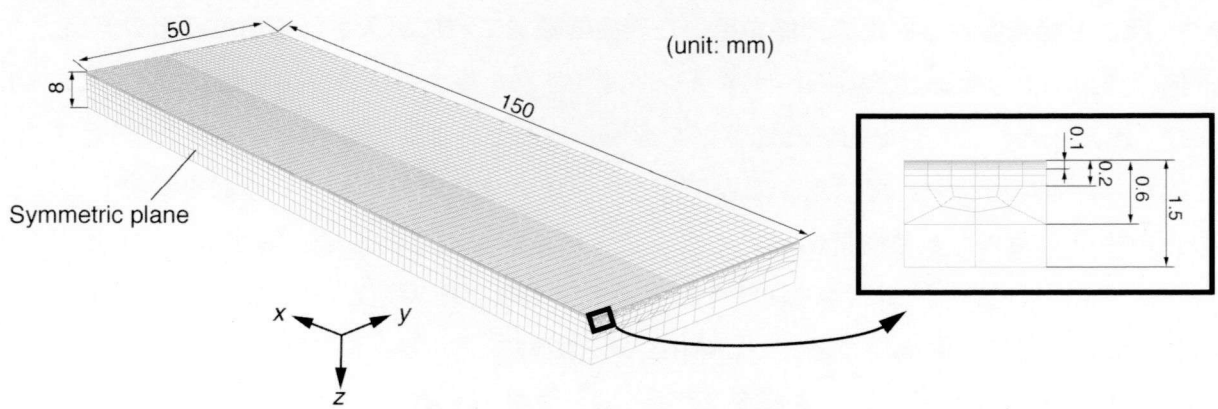
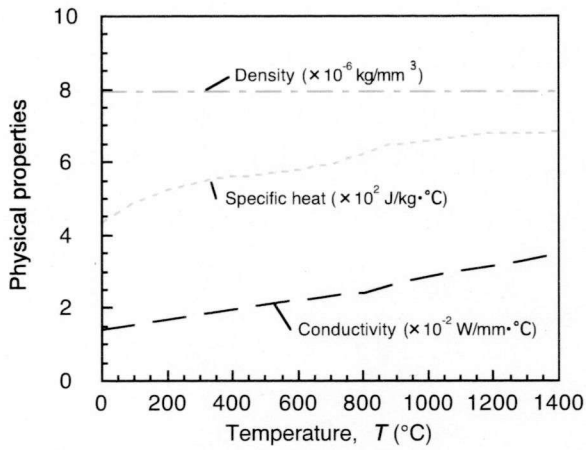
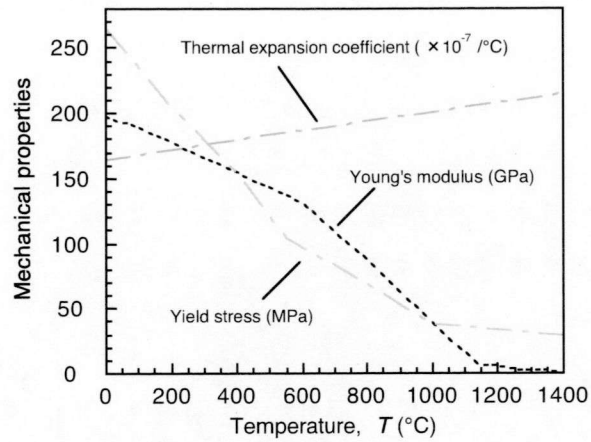


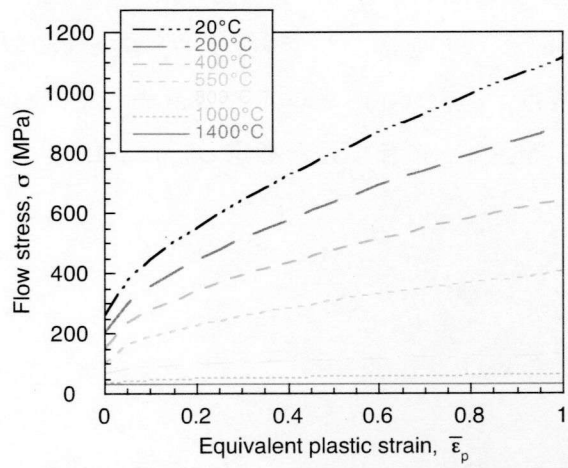

Fig. 4.6　Analytical model for bead-on-plate welding.




(a) physical properties




(b) mechanical properties




(c) stress – strain curves

Fig. 4.7　Material properties of SUS316L with temperature dependency.

### 4.3.2　硬さと相当塑性ひずみの関係を用いた表面機械加工時に導入される加工硬化の算出

前節の結果により表面加工層に熱サイクルが付与された場合の硬さ変化挙動は，式 (4.2)，(4.6) および，導出した材料定数を用いた加算則を適用することにより評価可能であることを示した．しかしながら，本解析においては施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する検討を目的としており，そのためには，硬さを数値解析において扱うことが可能な力学的因子と関連づける必要がある．SUS316L 鋼における硬さは降伏応力 [4.6]や相当塑性ひずみ [4.7]と関連があることが示唆されており，本解析においては，対象鋼材である SUS316L 鋼を用いて，丸棒引張試験に対する硬さ測定および FEM の結果を基に森ら [4.7]によって提案された，以下の式 (4.10) で表される，硬さ $HV$ と相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}^p$ の関係を用いた．

$$HV = 399.8 - \frac{230.6}{1+\exp\left\{\dfrac{\log\left(\bar{\varepsilon}^{p}\right)+0.46}{0.21}\right\}} \tag{4.10}$$

式（4.8）を用いることにより，硬さから相当塑性ひずみ，また相当塑性ひずみからFig. 4.7 (c)の関係を基に降伏応力を算出することが可能となった．このように，硬さから降伏応力を算出する際，残留応力の深さ分布を検討する際には硬さの深さ分布が重要な因子となる．そのため，試験体M(45-0.1)，M(100-0.1) に対してビッカース硬さの深さ分布を測定した．測定条件として，より詳細な硬さの深さ分布を測定するため，荷重を245 mN，保持時間を15 sとし，試験体断面における表面の10～100 μmまでを，10 μm間隔，以後は120，150および200 μmの深さに対して測定を行った．また，最表面の硬さを測定するため，表面に対しても測定を行った．結果は7点測定を行い，最高値および最低値の計2点を除いた5点平均とした．試験体M(45-0.1)，M(100-0.1) に対して測定した硬さの深さ分布をFig. 4.8に示す．どちらの試験体においても最表面において最も高い硬さを示しており，試験体 M(100-0.1) の硬さの方が高い値を示すものの，最表面の硬さに大きな差は見られない．それぞれ試験体の硬さは深さとともに減少するが，硬さの深さに伴う減少勾配は試験体M(100-0.1) の方が大きく，表面から 100 μm 程度において母材平均程度まで低下した．試験体M(45-0.1) において母材平均を示すのは表面から200 μm程度であった．

ここで，Fig. 3.19に示した硬さ分布および式（4.10）を得るための試験は，硬さ測定時の荷重が490 mNで行われた際の結果である．硬さ試験に及ぼす試験荷重の影響として，試験荷重の低下に伴い硬さが上昇することが微小硬さ試験を用いた研究[4.8, 4.9]により報告されていることから，相当塑性ひずみを算出する硬さは重要な因子であることから，ビッカース硬さ試験において荷重の違いが硬さに及ぼす影響の確認を行った．すなわち，加工層を有する試験体の表面を電解研磨により逐次除去し，試験荷重を245 mN，490 mNとして同一試験体における硬さの比較を行った．その結果をFig. 4.9 に示す．硬さは試験荷重により異なり，荷重が小さい条件において測定した硬さほど高い値を示した．また，この結果より，以下の式（4.11）に示すような関係式が得られた．

$$HV_{0.05} = 0.9288HV_{0.025} + 0.6633 \tag{4.11}$$

ここで，$HV_{0.05}$：試験荷重を490 mNとしたときの硬さ，$HV_{0.025}$：試験荷重を245 mNとしたときの硬さである．この式（4.11）を基に，Fig. 4.8に示した硬さの深さ分布の平均値を，荷重を490 mNで測定した場合の硬さに変換した．その結果をFig. 4.10に示す．数値解析においては，Fig. 4.10に示した硬さの深さ分布に対して，式（4.10）を用いた硬さから相当塑性ひずみへの変換を行った．

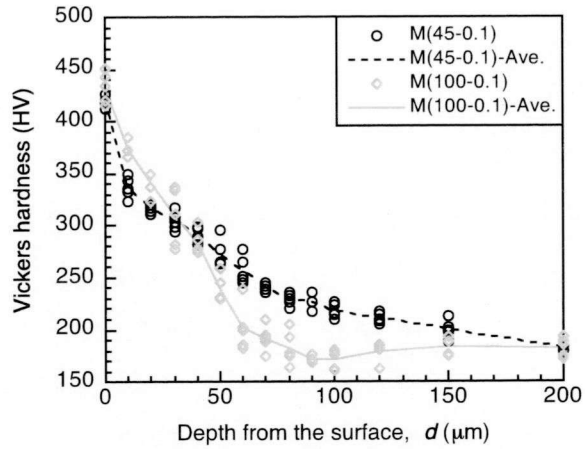



Fig. 4.8　Depth distribution of Vickers hardness under the condition of $F$ = 245 mN.

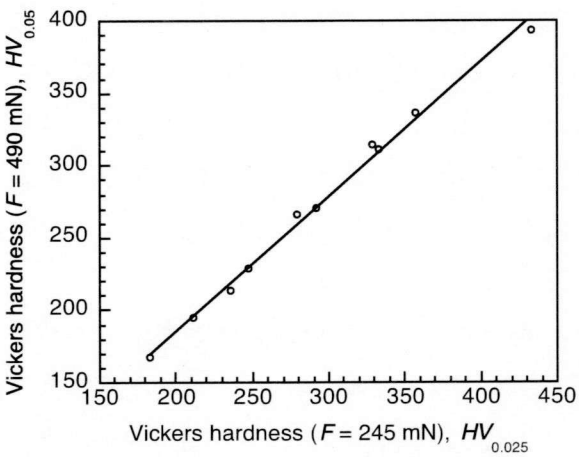



Fig. 4.9　Comparison of results of measured hardness between $F$ = 245 and $F$ = 490 mN.

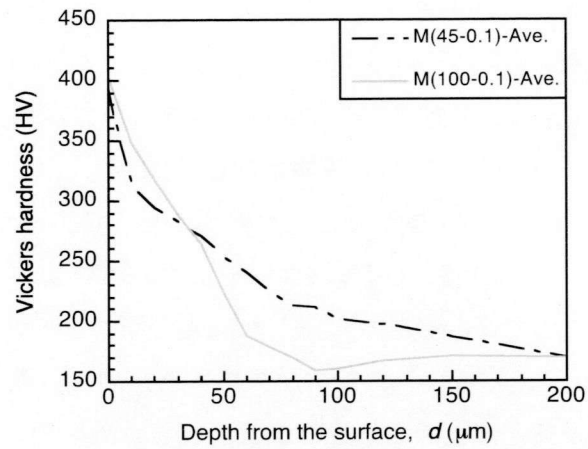



Fig. 4.10　Depth distribution of converted Vickers hardness using equation (4.9) from Fig. 4.8.

### 4.3.3　数値解析における熱サイクルに伴う硬さ変化挙動のモデル化

熱サイクルに伴う硬さ変化への加算則の適用，および硬さと相当塑性ひずみの関係式を用いて，表面機械加工後のビードオンプレート溶接を対象とした残留応力変化挙動の数値解析を熱弾塑性解析により実施した．熱弾塑性解析を行う際の，これらの手法を用いて降伏応力を算出するまでのフローチャートを Fig. 4.11 に示す．まず，熱伝導解析を行い，その結果から速度定数 $K$ を算出する．算出した $K$ から再結晶率を見積もることにより，式（4.1）を変形した以下の式（4.12）から，対応する熱サイクル付与後の硬さ $HV_{Aging}$ を導出する．

$$HV_{Aging} = HV_0 - f\left(HV_0 - HV_{Recrystallization}\right) \tag{4.12}$$

初期硬さ $HV_0$ は Fig. 4.10 に示した各深さにおける硬さの値を用いた．得られた硬さを用いて，式(4.8)を変形した以下の式（4.13）より，$HV_{Aging}$ に対応する相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}^p_{Aging}$ を算出する．

$$\bar{\varepsilon}^p_{Aging} = \exp\left\{0.4835 - \ln\left(\frac{230.6}{399.8 - HV_{Aging}} - 1\right) - 1.059\right\} \tag{4.13}$$

式（4.13）により算出される相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}^p_{Aging}$ は表面機械加工により発生し，熱サイクルに伴い低下する相当塑性ひずみに対応するが，塑性ひずみは溶接時においても発生するため，より詳細な残留応力分布を得るためには，溶接により生じる相当塑性ひずみを考慮する必要がある．一般に，相当塑性ひずみは以下の式（4.14）に示すような増分形式として与えられる．

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon}^p &= \int d\bar{\varepsilon}^p \\ d\bar{\varepsilon}^p &= \sqrt{\frac{2}{3}\left\{\left(d\varepsilon^p_{xx}\right)^2 + \left(d\varepsilon^p_{yy}\right)^2 + \left(d\varepsilon^p_{zz}\right)^2\right\} + \frac{1}{3}\left\{\left(d\gamma^p_{xy}\right)^2 + \left(d\gamma^p_{yz}\right)^2 + \left(d\gamma^p_{zx}\right)^2\right\}} \end{aligned} \tag{4.14}$$

ここで，$\bar{\varepsilon}^p$ ：相当塑性ひずみ，$d\bar{\varepsilon}^p$ ：相当塑性ひずみ増分，$d\varepsilon^p_{ij}$ ：垂直塑性ひずみ増分の各成分，$d\gamma^p_{ij}$ ：せん断塑性ひずみ増分の各成分である．表面機械加工後に溶接を行った場合，表面機械加工により生じた相当塑性ひずみが存在する状態において，溶接時の相当塑性ひずみが発生する．この過程を式（4.14）を基に考えれば，表面機械加工により発生した相当塑性ひずみは，任意の時間までに発生した相当塑性ひずみであり，溶接時に発生する相当塑性ひずみは任意の時間後に発生する相当塑性ひずみとなることから，それぞれの施工により発生した相当塑性ひずみの加算が成り立つと考えられる．したがって，表面機械加工により生じ，熱サイクルにより低下した硬さから算出した相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}^p_{Aging}$ に，溶接時に生じる相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}^p_{Welding}$ を足し合わせることにより，その領域の相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}^p_{Total}$ として降伏応力の算出を行った．また，溶接により発生する相当塑性ひずみに伴う硬さの増加を考慮するため，算出した $\bar{\varepsilon}^p_{Total}$ から再度，式（4.10）を用いてその領域の硬さ $HV_{Total}$ を算出した．これらの再結晶率，硬さ，降伏応力の算出は ABAQUS / Standard においてサポートされているユーザーサブルーチン USDFLD および UHARD を用いて算出[4.4]した．また，数値解析の検証のため，溶接のみにより生じる残留応力分布の検討も行った．その際には，全ての深さにおける初期硬さを母材平均である 167.7 HV として解析を行っている．

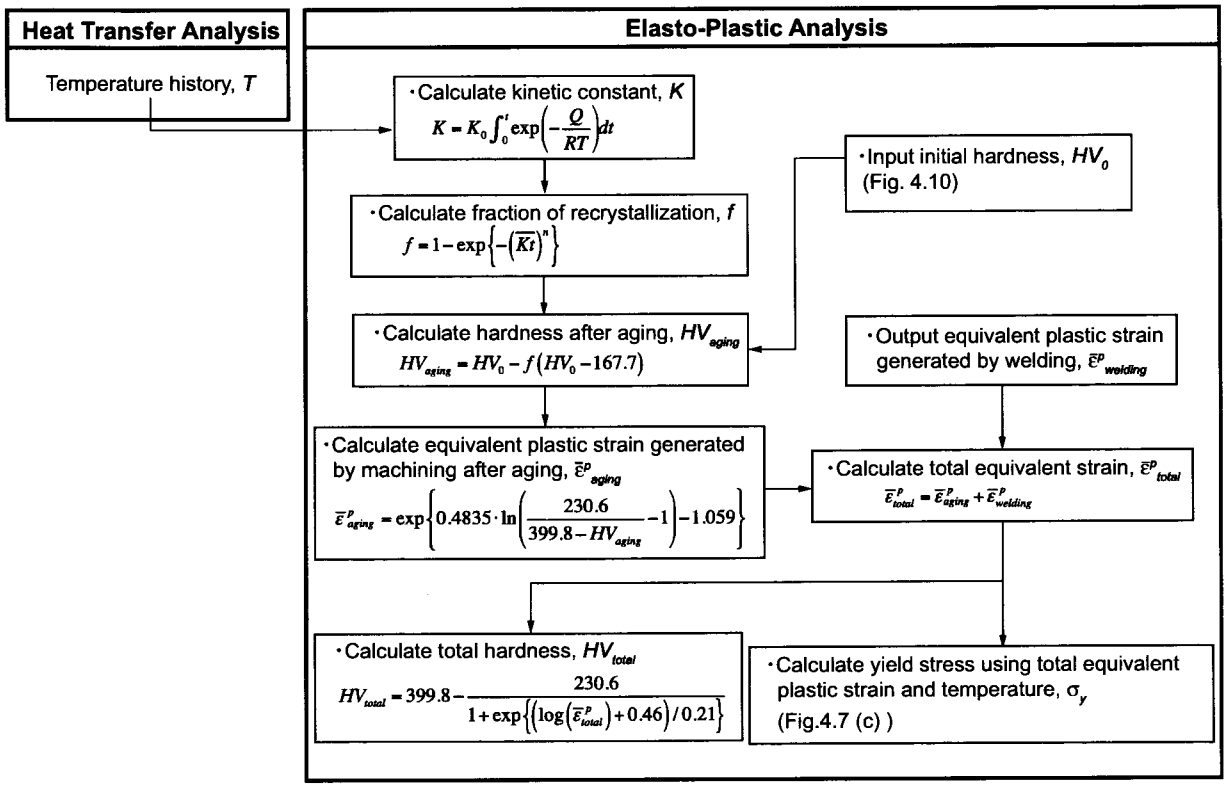
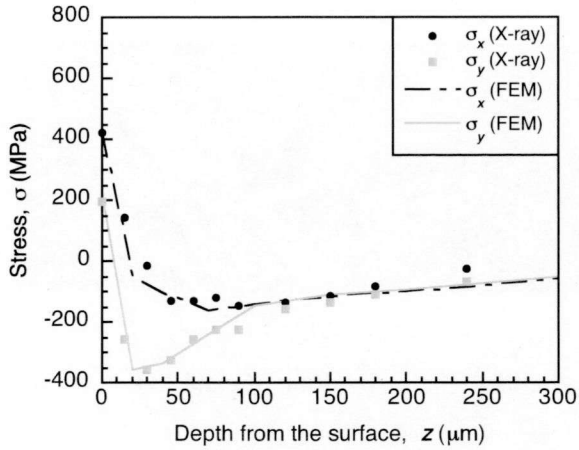


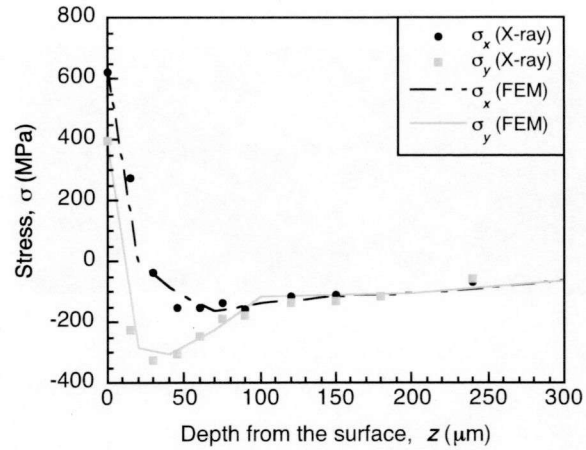

Fig. 4.11 Flowchart of thermo-elasto-plastic analysis to calculate equivalent plastic strain and yield stress from hardness.

### 4.3.4 表面機械加工により発生する残留応力分布を考慮した数値解析

表面機械加工後に溶接を行った場合の残留応力分布は，表面機械加工時の残留応力存在下において発生するため，溶接金属および溶融境界，極大残留応力発生領域を除く領域において発生する残留応力分布に対して，表面機械加工時の残留応力が影響することは第 3 章で述べた通りである．そのため，詳細な残留応力分布に関する検討を行うためには，表面機械加工により発生する残留応力分布を数値解析において考慮する必要がある．本解析では，表面機械加工により発生する残留応力を数値解析モデルにおいて初期応力として導入した．初期応力は Fig. 4.6 に示した数値解析モデルと同様のモデルを用いて，弾性解析により熱応力として発生させ，この結果を ABAQUS においてサポートされている IMPORT 機能 [4.4]を用いてビードオンプレート溶接の数値解析モデルに導入した．導入する初期応力は Fig. 2.27 に示す試験体 M(45-0.1)，M(100-0.1) の残留応力の深さ分布を参考にし，Fig. 4.12 に示す応力の深さ分布とした．ビードオンプレート溶接の数値解析はこの初期応力分布が板材の全面に均一に存在する状態において行った．




(a) specimen M(45-0.1)




(b) specimen M(100-0.1)

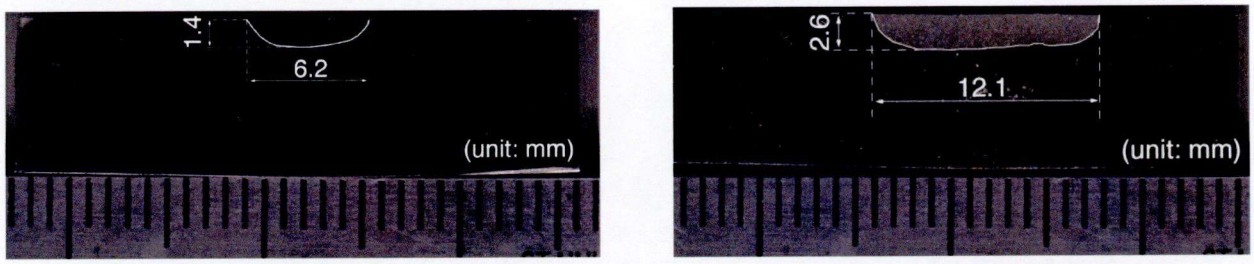
Fig. 4.12　Depth distribution of initial stress assuming residual stress distribution due to surface machining for bead-on-plate welding analysis.

## 4.4　施工過程に伴う残留応力変化挙動の数値解析結果

### 4.4.1　溶込み形状および温度履歴の比較による熱伝導解析結果の検証

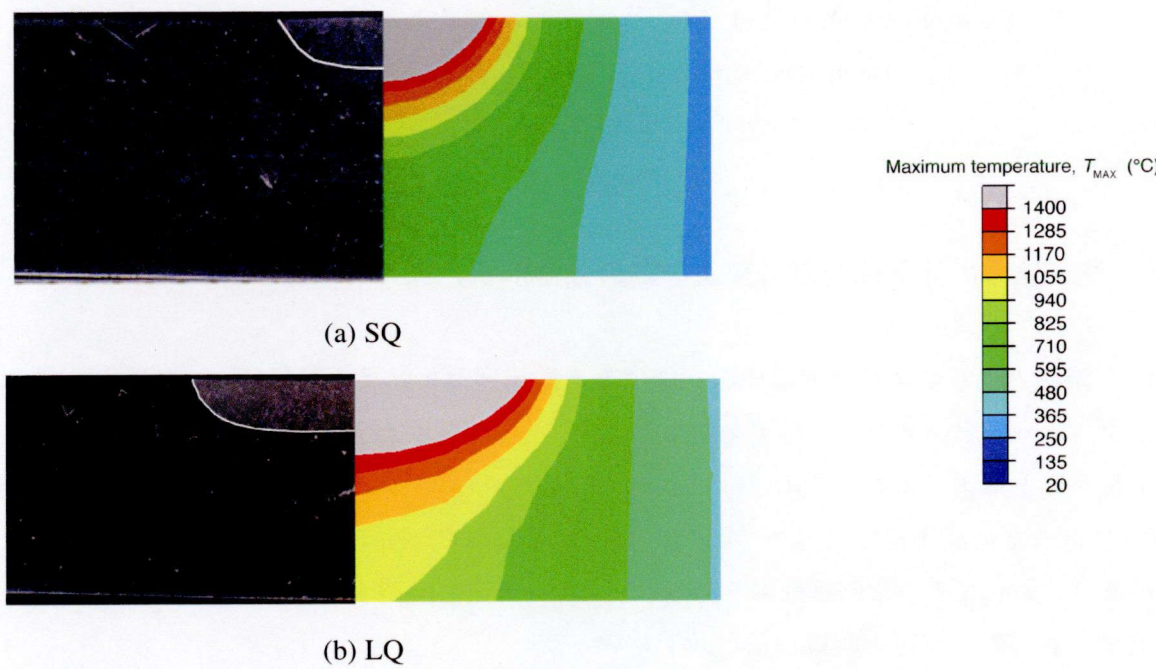
まず，ビードオンプレート溶接を施した試験体を切断し，湿式研磨および10%シュウ酸エッチングを行うことにより得られた溶込み形状をFig. 4.13に，溶込み形状と数値解析において溶融温度を1400°Cとした最高到達温度分布の比較をFig. 4.14に示す．特に溶込み深さにおいて，SQ，LQいずれの場合においても，数値解析より得られた溶込み深さの結果は実験により得られたそれよりも若干大きいものの，溶込み幅は良く一致している．

次に，熱伝導解析において得られた温度履歴の結果に関する検証を行った．温度履歴は第3章においてビードオンプレート溶接を行った際に，Fig. 4.15に示すように，中央断面の裏面，端部および裏面端部の3点において熱電対を設置することにより温度履歴を測定した．熱電対設置点をそれぞれ，CH1, CH2およびCH3とし，その結果を数値解析モデルの同様の位置において得られた温度履歴と比較してFig. 4.16に示す．電流値を120 AとしたSQの条件において溶接を行った場合の数値解析により得られた温度履歴は，最高到達温度ならびに冷却時の挙動において実験結果とよく一致していることが確認できる．電流値を200 AとしたLQの条件においては，実験時にCH3の測定ができなかったため，実験結果としてCH1およびCH2の結果のみ示している．解析結果と比較すると，CH1の最高到達温度および冷却時の温度勾配に多少の違いが確認できるものの，実験結果と解析結果は良く一致している．以上のように，溶込み形状にわずかな違いは見られるものの，温度履歴は良い一致を示したことから，本数値解析により溶接時の温度場を精度よく模擬できると判断し，この熱伝導解析により得られた結果を基に残留応力評価のための弾塑性解析を行った．




(a) SQ (b) LQ

Fig. 4.13 Results of weld metal configuration obtained under condition SQ and LQ.




(a) SQ

(b) LQ

Fig. 4.14 Comparison of experimental and analytical configuration of weld metal.

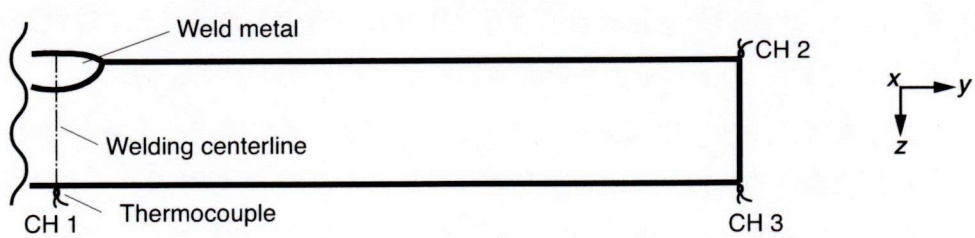
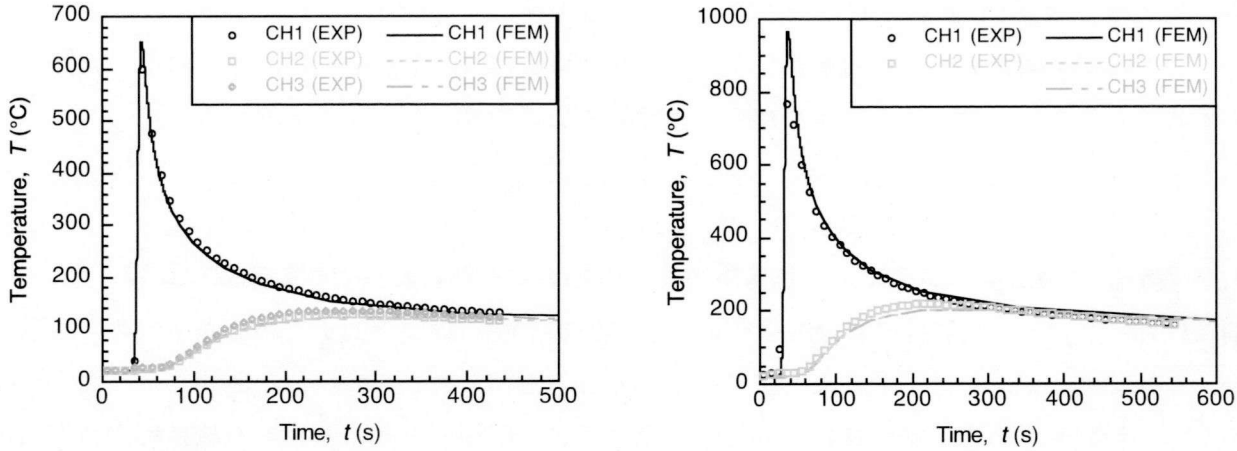



Fig. 4.15 Schematic illustration of measured point of temperature histories in bead-on-plate welding.

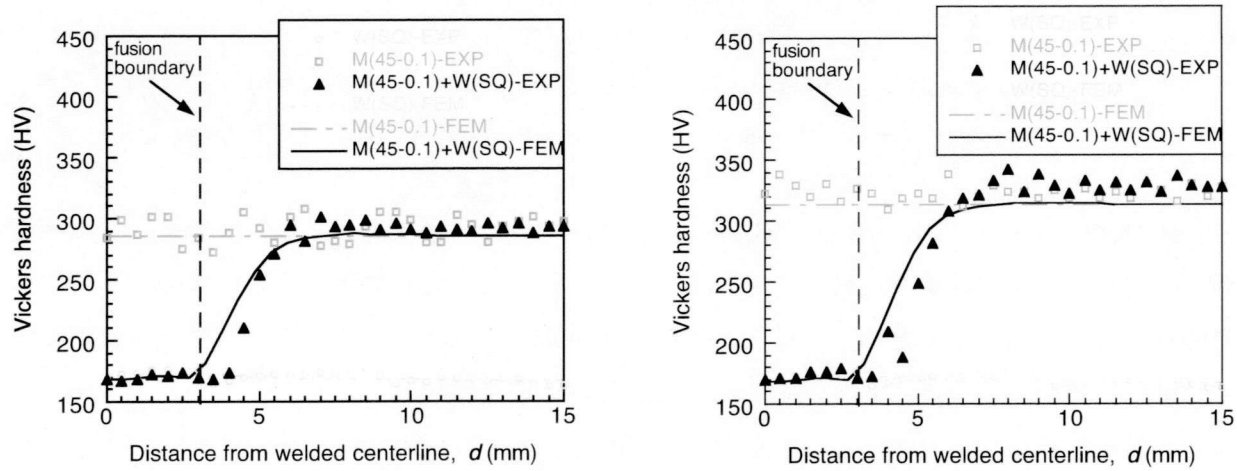



(a) SQ　　(b) LQ

Fig. 4.16　Comparison of experimental and analytical results of temperature histories.

### 4.4.2　溶接熱サイクルに伴う硬さ変化の数値解析結果と実験結果の比較

実験による硬さ測定時と同様，表面から 20 μm の位置における試験体 M(45-0.1) + W(SQ), M(100-0.1) + W(SQ) の硬さ分布の数値解析結果を，実験結果と比較して Fig. 4.17 に示す．比較のため，試験体 W, M(45), M(100) の実験および解析結果も合わせて示した．どちらの試験体を対象とした数値解析結果においても，冷却時に生じる塑性ひずみの影響により溶融境界近傍において実験結果よりわずかに高い値を示しているものの，溶接金属において母材平均と同等の硬さを示した後に距離とともに上昇し，溶接中心より 7 mm 前後において加工時の硬さと同等の硬さを示した．7 mm 以降の硬さにおいては，Fig. 4.10 に示した硬さの深さ分布に対応する 20 μm の値をそのまま用いていることに起因して，実験結果よりも若干低い値を示している．しかしながら，数値解析によ




(a) M(45-0.1) + W(SQ)　　(b) M(100-0.1) + W(SQ)

Fig. 4.17　Comparison of experimental and analytical results of hardness distribution.

り得られた硬さは，その値および分布形態ともに実験結果と良く一致していることから，ビードオンプレート溶接を対象とした数値解析に対して，恒温時効試験により得られた硬さ変化を加算則を適用することにより，硬さ変化挙動を精度よく模擬することが可能であると言える．

### 4.4.3 表面機械加工後の溶接による残留応力変化挙動の数値解析結果と実験結果の比較

前項において，本数値解析において残留応力を評価する際に重要な因子である硬さ分布の比較を行い，その数値解析結果は実験結果と良く一致することを示した．この一致を確認したうえで残留応力分布の検討を行うが，第 3 章において示したように，溶接のみにより生じる残留応力分布も施工過程に伴う残留応力変化挙動に対して重要な因子である．そのため，まず，ビードオンプレート溶接のみにより生じる残留応力分布の比較を行った．残留応力分布の数値解析結果を実験結果と比較して Fig. 4.18 に示す．数値解析により得られた残留応力分布は，溶接中心から 30 ~ 40 mm 付近の圧縮残留応力を示す領域において実験結果よりわずかに高い値を示すものの，残留応力値，およびその分布形態ともによく一致しており，残留応力分布の変化挙動に及ぼす溶接時の残留応力の影響は十分に評価できるものと判断し，検討を進めた．

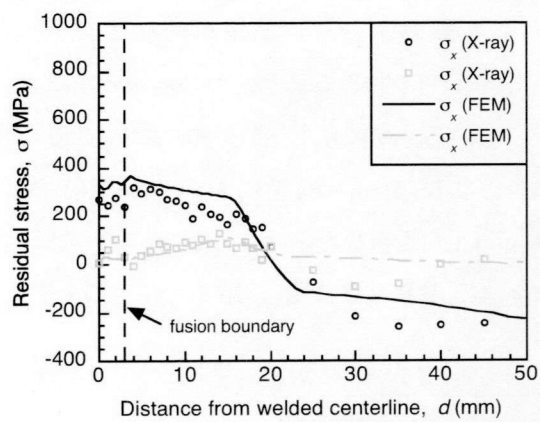
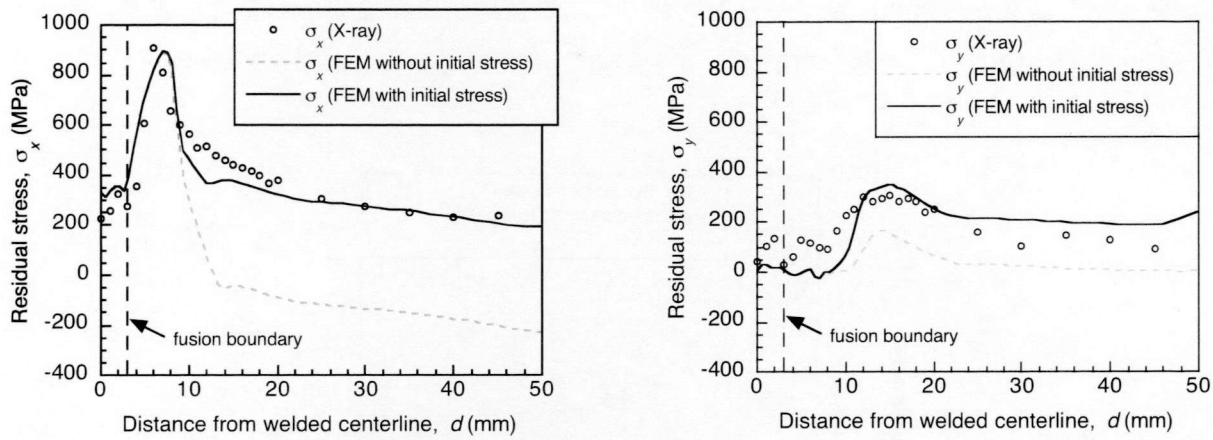



Fig. 4.18 Comparison of experimental and analytical results of residual stress distributions in specimen W(SQ).

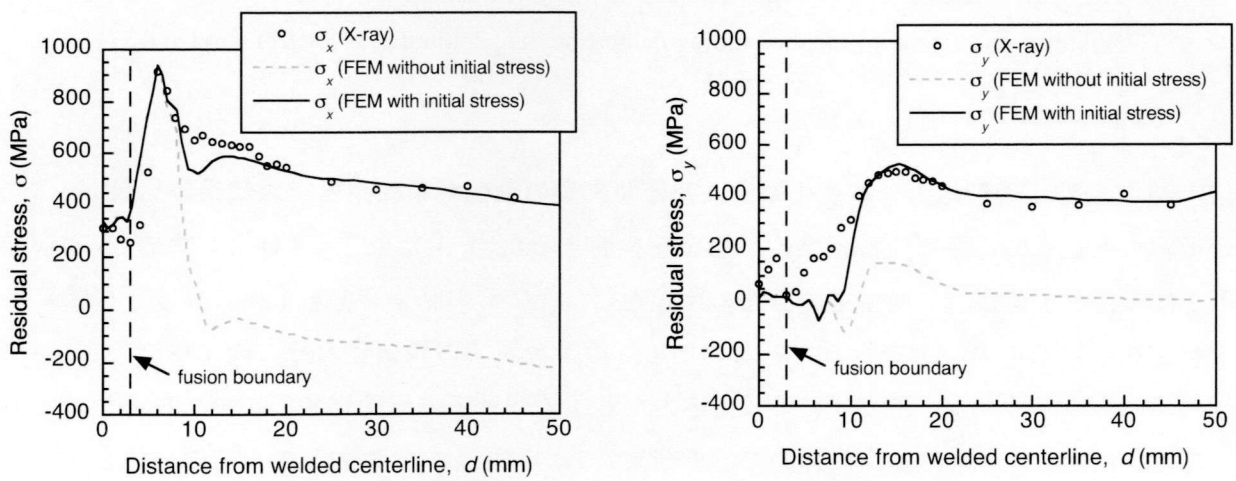
試験体 M(45-0.1) + W(SQ)，および M(100-0.1) + W(SQ) の場合に対して数値解析を行った残留応力分布の結果を，実験結果と比較してそれぞれ Fig. 4.19，Fig. 4.20 に示す．表面機械加工時の残留応力分布の影響を検討するため，Fig. 4.12 に示した初期応力分布を導入していない場合に対しても数値解析を行っており，Fig. 4.19，Fig. 4.20 にはその結果も比較して示した．初期応力を導入していない数値解析結果に注目すると，試験体 M(45-0.1) + W(SQ)，M(100-0.1) + W(SQ) いずれの場合においても，溶接金属から極大残留応力が発生する領域において実験結果と良く一致するものの，極大残留応力を示した後の残留応力分布は実験結果と大きく異なることが分かる．対して，初期応

力を導入した残留応力分布の数値解析結果は，$\sigma_x$, $\sigma_y$ ともに，溶接金属および極大残留応力発生領域はもちろん，極大残留応力発生領域以降の実験結果とよく一致することがわかる．これらの結果より，表面機械加工後に溶接を行った場合の残留応力変化挙動は，溶接熱サイクルに伴う硬さ変化，および表面機械加工により発生する残留応力分布を考慮することにより，模擬することが可能である．また，溶接中心から 15 mm に見られる，極大残留応力発生領域以降の残留応力分布は，初期応力の影響により数値解析結果に差が生じていることが分かる．この差は初期応力として導入した値にほぼ一致する．したがってこのような領域では，第 3 章で示した，表面機械加工時の残留応力分布と溶接時の残留応力分布を加算が成り立つと考えられる．




(a) residual stress in *x* direction　　(b) residual stress in *y* direction

Fig. 4.19　Comparison of experimental and analytical results of residual stress distribution in specimen M(45-0.1) + W(SQ).




(a) residual stress in *x* direction　　(b) residual stress in *y* direction

Fig. 4.20　Comparison of experimental and analytical results of residual stress distribution in specimen M(100-0.1) + W(SQ).

### 4.4.4 極大残留応力の深さ分布の数値解析結果と実験結果の比較

試験体 M(100-0.1) + W(SQ) を対象とした数値解析により得られた，溶接中心から 7 mm における残留応力の深さ分布の数値解析結果を Fig. 3.17 に示した実験結果と比較して Fig. 4.21 に示す．数値解析により得られた残留応力深さ分布の結果は，特に表面から 20 μm までの実験結果と比較して，その応力勾配にわずかな違いが生じており，また，全体的にも測定結果より若干高い残留応力分布が得られている．本数値解析では測定硬さから相当塑性ひずみを，相当塑性ひずみから降伏応力を算出している．そのため，測定硬さの誤差や，採用した硬さと相当塑性ひずみの関係におけるばらつきの存在によりこのような違いが生じたと考えられる．しかしながら，残留応力深さ分布の数値解析結果は測定結果と全体的に良く一致しており，本数値解析手法を用いることにより，表面残留応力のみならず残留応力の深さ分布に対しても十分な精度を得ることが可能である．

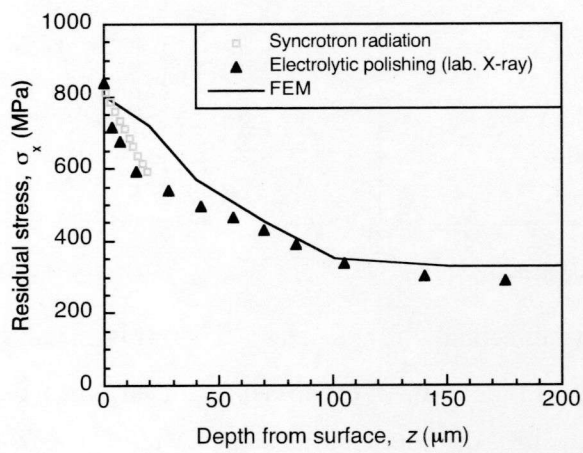



Fig. 4.21 Comparison of experimental and analytical results of depth distribution of residual stress at 7 mm from welding centerline in specimen M(100-0.1) + W(SQ).

### 4.4.5 溶接条件が残留応力分布変化挙動に及ぼす影響の数値解析結果と実験結果の比較

残留応力変化挙動に及ぼす溶接条件の影響を検討するため，溶接条件を LQ とした場合において，前項と同様，まず溶接時の残留応力分布の比較を行った．その結果を Fig. 4.22 に示す．実験結果では溶接金属の残留応力測定を行っていないため，溶接金属での残留応力分布の比較はできないが，引張残留応力を示す領域，および引張残留応力から圧縮残留応力に変化する挙動は良く一致している．溶接中心から 40 mm 以降において解析結果の方が実験結果と比較してやや高い値を示しているものの，全体的な分布としては LQ の溶接条件により発生する残留応力を精度よく再現できている．

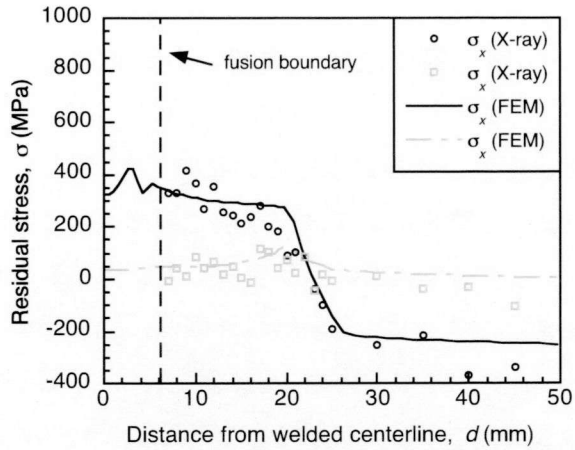
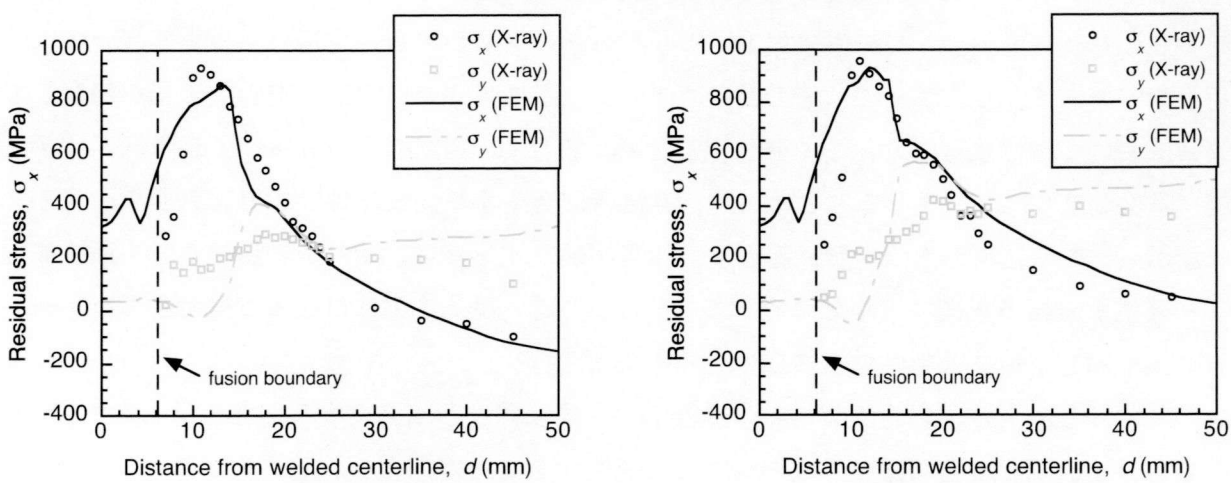



Fig. 4.22　Comparison of experimental and analytical results of residual stress distribution in specimen W(LQ).

試験体 M(45-0.1) + W(LQ)，および M(100-0.1) + W(LQ) の場合に対して行った数値解析により得られた残留応力分布の数値解析結果を，実験結果と比較して Fig.4.23 に示す．いずれの試験体を対象とした数値解析においても，溶接中心から 11 mm 程度において発生する$\sigma_x$の極大残留応力の発生位置およびその残留応力値，溶接中心から 18 mm 付近に発生する$\sigma_y$の極大残留応力値に実験結果との相違が見られる．これらは実験および数値解析により得られた温度分布に差が生じたことに起因していると考えられる．Fig. 4.14 を見ると，実験により得られた溶込みに対して数値解析により得られた溶込みの方が大きく，その結果として，実験と数値解析での硬さ変化挙動が異なり，残留応力分布に影響を与えたものと考えられる．しかしながら，どちらの試験体を対象とした場合においても，全体的な傾向は良く一致していることが分かる．




(a) M(45-0.1) + W(LQ)　　(b) M(100-0.1) + W(LQ)

Fig. 4.23　Comparison of experimental and analytical results of residual stress distribution in specimen M(45-0.1) + W(LQ) and M(100-0.1) + W(LQ).

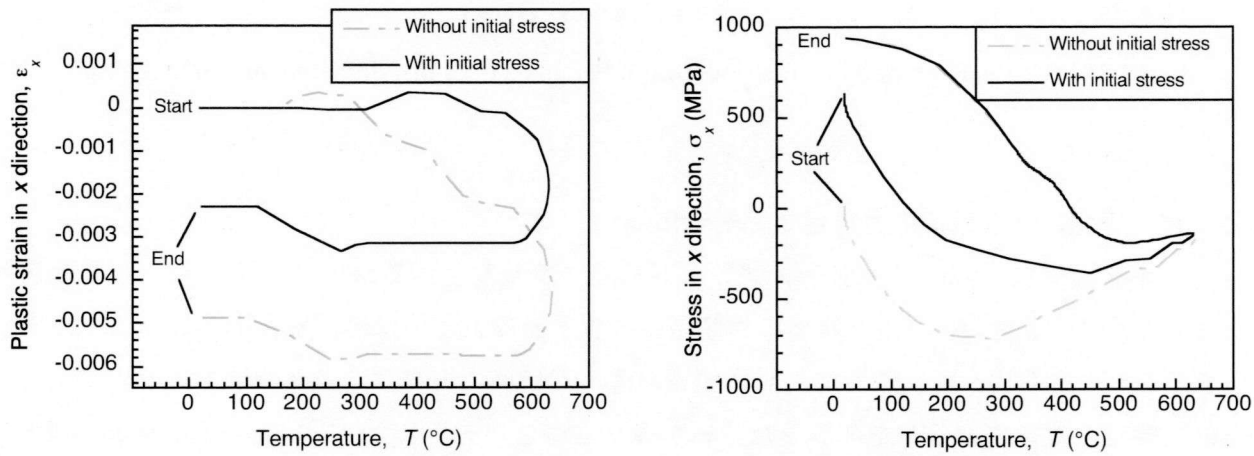
## 4.5 数値解析結果に基づいた施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する考察

### 4.5.1 極大残留応力発生領域の塑性ひずみおよび応力履歴

前節に示した数値解析結果より，熱サイクルに伴う硬さ変化，および表面機械加工に発生する残留応力分布を考慮することにより，施工過程に伴う残留応力変化挙動を模擬することが可能であることを示した．さらに，数値解析においても実験結果と同様，極大残留応力発生領域以降の残留応力分布は，表面機械加工により発生する残留応力分布に溶接により発生する残留応力分布を加算した分布が成り立つことも確認した．ここで，初期応力を考慮していない場合の数値解析結果に注目すると，初期応力を考慮した場合と同様の位置において同様の値を有する極大残留応力が発生している．つまり，極大残留応力は，溶接熱サイクルに伴う硬さ変化のみを考慮することにより模擬することが可能である．この極大残留応力の発生機構について検討するため，Fig. 4.20 に示した M(100-0.1) + W(SQ) を対象とした数値解析結果より得られた，$x$ 方向塑性ひずみおよび $x$ 方向応力の温度に対する履歴を Fig. 4.24 に示す．ここで，本解析において，表面機械加工時の加工硬化の影響は硬さとして導入しており，硬さからは相当塑性ひずみのみを算出している．そのため，各塑性ひずみ成分は 0 から開始する履歴を示す．まず，温度上昇に伴う熱膨張により圧縮応力が発生し，降伏に至ることで塑性ひずみが生じる．さらに温度が上昇することにより塑性ひずみは増加する．冷却過程に入ると熱収縮に伴う引張応力が発生し，再度降伏に至ることにより，冷却後には圧縮の塑性ひずみが残留するとともに引張残留応力が生じる．これらの塑性ひずみおよび応力履歴は，溶接残留応力の生成機構として知られている，両端固定棒モデル [4.10]に任意の温度履歴を付与した場合の塑性ひずみおよび応力と温度の関係と同様の傾向を示している．両端固定棒に最終的に残留する応力はその材料の降伏応力程度であり，極大残留応力が発生する領域は，熱サイクルによる多少の低下が見られるものの，表面機械加工により生じる加工層が残存している，つまり高い降伏応力を示す領域である．したがって，施工過程に伴い生じる極大残留応力は，表面加工層が残存している領域において溶接残留応力として発生すると考えられる．初期応力の有無により降伏が開始する温度（降伏温度）に差が生じることにより，昇温時に発生する圧縮塑性ひずみに差が発生する．しかしながら，この初期応力の有無に起因する相当塑性ひずみ差は，硬さから算出する表面機械加工により発生する相当塑性ひずみと比較して十分に小さく，降伏応力には明確な差は生じない．したがって，冷却完了後の残留応力値にはほとんど影響しない．

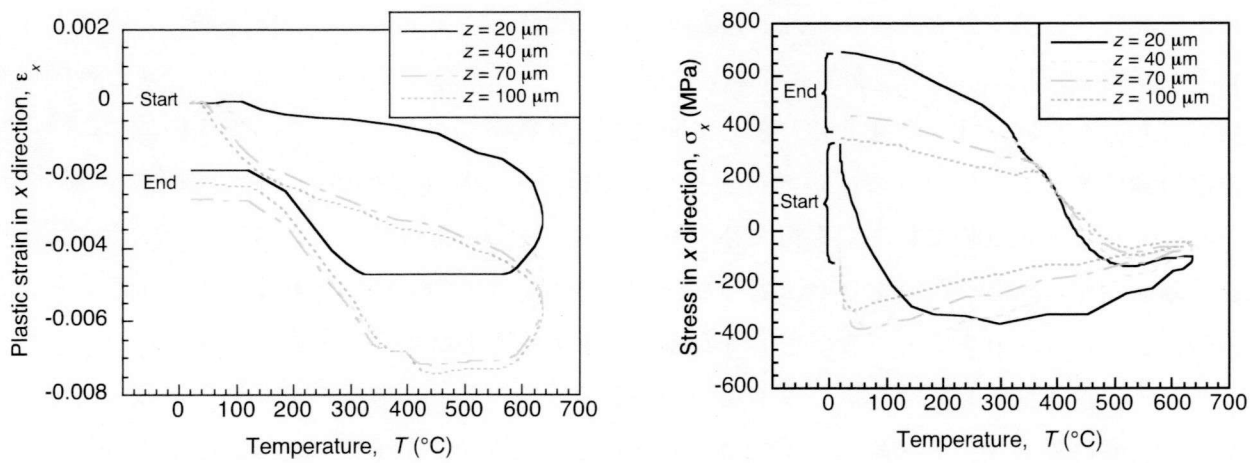
表面における極大残留応力は溶接時の残留応力生成機構として発生することを示したが，残留応力の深さ分布に関しても同様の生成機構として発生することが考えられる．そこで，20, 40, 70, 100 μm の深さにおける $x$ 方向の塑性ひずみとおよび応力と温度の関係を Fig. 4.25 に，Fig. 4.21 に示した残留応力の深さ分布と対応する領域の降伏応力の深さ分布を，数値解析により得られた残留応力の深さ分布と比較して Fig. 4.26 に示す．Fig. 4.25 に示した塑性ひずみ，および応力の温度に対する

履歴は，Fig. 4.24 と同様の傾向を有しており，両端固定棒モデルで説明される溶接時の残留応力発生メカニズムを示している．さらに，Fig. 4.26 より，残留応力および降伏応力の深さ分布は良く一致していることが分かる．表面 20 μm までの両者の分布に違いが生じているのは，温度の低下に伴う降伏応力の上昇が，対応する温度において生じる熱応力と比較して大きかったためである．以上より，表面と同様，極大残留応力発生領域の残留応力深さ分布も溶接残留応力として発生していることが分かる．したがって，施工過程後の残留応力の深さ分布が表面機械加工時の残留応力深さ分布が示したような急峻な応力勾配を示さなかったのは，溶接残留応力として発生することにより，その領域の降伏応力に依存したためである．




(a) plastic strain in $x$ direction　　(b) stress in $x$ direction

Fig. 4.24　Temperature dependency for plastic strain and stress histories in $x$ direction obtained at region of local maximum stress in specimen M(100-0.1) + W(SQ).




(a) plastic strain in $x$ direction　　(b) stress in $x$ direction

Fig. 4.25　Temperature dependency for plastic strain and stress histories in $x$ direction obtained at region of local maximum stress in depth of 20, 40, 70, 100 μm from surface.

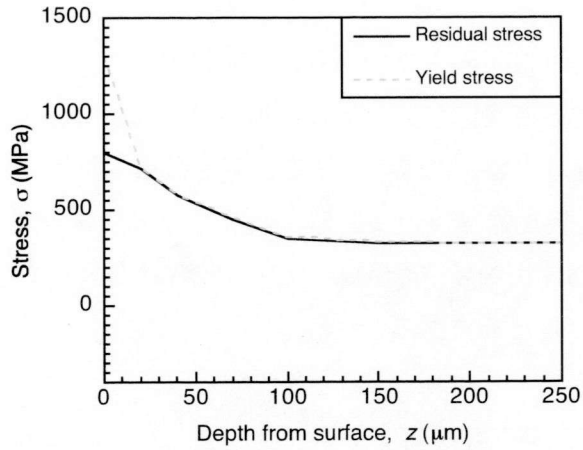



Fig. 4.26　Comparison of depth distributions of residual stress in $x$ direction and yield stress.

### 4.5.2　施工過程に伴う残留応力変化挙動モデル

上述の表面機械加工後のビードオンプレート溶接により発生する残留応力を対象とした数値解析において，溶接金属および極大残留応力領域に発生する残留応力は溶接残留応力として発生することを示した．さらに，極大残留応力発生領域以降の残留応力分布は，表面機械加工時の残留応力分布に溶接時の残留応力分布を加算した分布が成り立つことを示した．ここで，Fig. 4.18 および Fig. 4.19 に注目すると，$\sigma_x$ が引張残留応力から圧縮残留応力に変化する距離が，Fig. 4.18 に示した溶接のみの結果においてはおよそ溶接中心から 20 mm であるのに対し，Fig. 4.19 に示した表面機械加工の加工硬化を考慮した初期応力なしの結果では溶接中心からおよそ 12 mm 程度である．この影響は，Fig. 3.10 に示した三本棒モデル，および Fig. 4.24 (a) に示した温度と塑性ひずみの関係を用いて考えられることができる．Fig. 4.24 (a) に示した，初期応力を導入していない場合の温度と塑性ひずみの関係を，溶接のみの数値解析において得られた同様の位置での温度と塑性ひずみの関係を比較して Fig. 4.27 に示す．温度上昇とともに発生する圧縮応力が発生するが，表面機械加工時の加工硬化を考慮することにより降伏応力は上昇し，溶接のみの結果と比較して降伏温度が上昇する．その結果として，昇温時に発生する塑性ひずみ量に差が生じ，溶接のみの場合の方が大きな圧縮塑性ひずみを示す．昇温時に発生した圧縮塑性ひずみは，冷却時の収縮により生じる引張応力および引張塑性ひずみにより減少し，冷却完了時の温度に対応する降伏ひずみ程度の圧縮塑性ひずみが残存するため，収縮量としては溶接のみの場合の方が大きくなる．この塑性ひずみ差が残留応力分布に及ぼす影響に関して，三本棒モデルを用いて表した模式図を Fig. 4.28 に示す．溶接のみの場合は中央の棒に発生する圧縮塑性ひずみが大きく，また，同一の溶接入熱条件に対しては圧縮塑性ひずみの発生領域は大きくなる．そのため，両端の棒において小さい面積でその収縮を受け持つ必要が生じ，大きな圧縮残留応力が生じる．一方，表面機械加工の加工硬化を考慮した場合は，発生する

圧縮塑性ひずみが比較的小さくまたその発生領域も比較的小さい．そのため，両端の棒に発生する圧縮残留応力は比較的小さくなるとともに，圧縮応力が発生している領域は大きくなる．

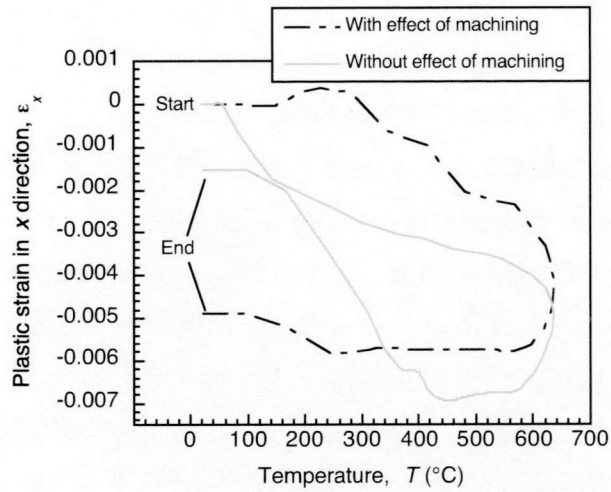



Fig. 4.27　Effect of work-hardening due to surface machining on temperature dependency for plastic strain history.

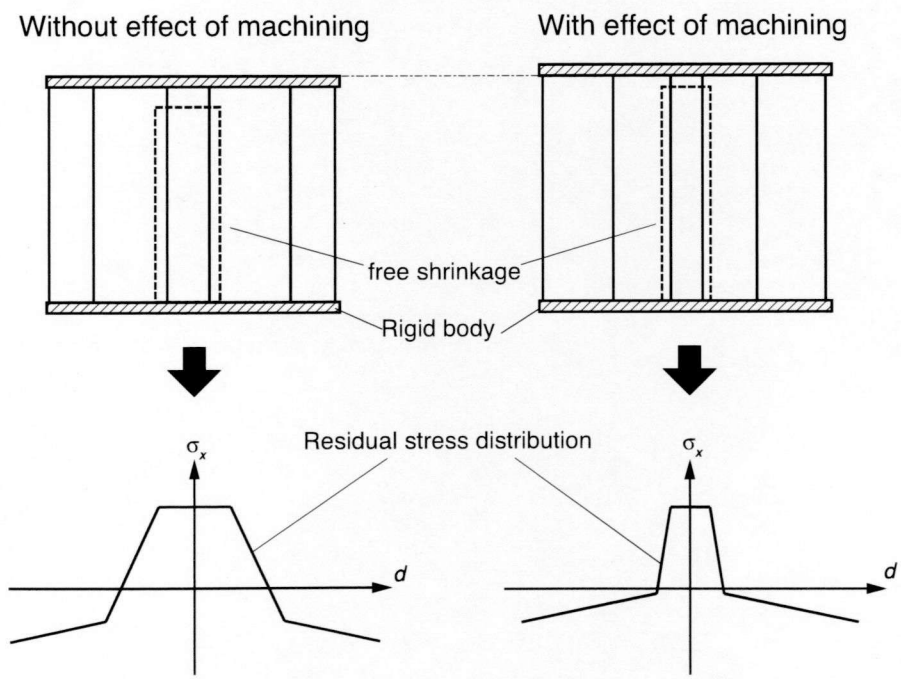



Fig. 4.28　Effect of amount of plastic strain on residual stress distribution due to bead-on-plate welding.

これらの検討を基に，Fig. 3.22 に示した表面機械加工後のビードオンプレート溶接により発生する残留応力発生モデルに関して再検討した結果を Fig. 4.29 に示す．表面機械加工後にビードオンプレート溶接を行った場合，表面機械加工により発生した加工硬化により，溶接金属および HAZ に

おいて加工層での降伏応力に対応する引張残留応力を示すとともに，その残留応力と平衡を保つような圧縮残留応力が母材部において発生する．この際の圧縮残留応力の発生領域は，上述のように，溶接のみの場合と比較して広範囲に発生する．この分布が図中の2点鎖線で示した，表面加工層に生じる溶接残留応力に対応する．表面機械加工後に溶接を施した場合，溶接金属および溶融境界近傍において溶接熱サイクルに伴う表面加工層での回復・再結晶に伴い表面機械加工により導入された加工硬化が減少または消滅することにより，降伏応力が低下し，発生する残留応力も低下する．さらに，図中の斜線部で示した熱応力として発生する極大残留応力発生領域以外において表面機械加工により発生した残留応力の影響が生じる．このような関係から，Fig. 4.29 に示した（a）において実線で示すような応力分布が，機械加工後にビードオンプレート溶接を行った際の残留応力分布として考えられる．また，(b)，(c) に示すような，表面機械加工により発生する残留応力が比較的高い引張残留応力を示す場合，また圧縮残留応力を示すような場合は，溶接金属から極大残留応力発生領域までは大きな変化は生じず，2点鎖線で示した表面加工層に生じる溶接時の残留応力分布に表面機械加工時の残留応力を加算した分布が得られる．同様に，溶接条件の変化に伴い，表面加工層に生じる溶接時の残留応力分布が変化した場合には，その分布に表面機械加工時の残留応力分布を足し合わせた分布として考えられる．

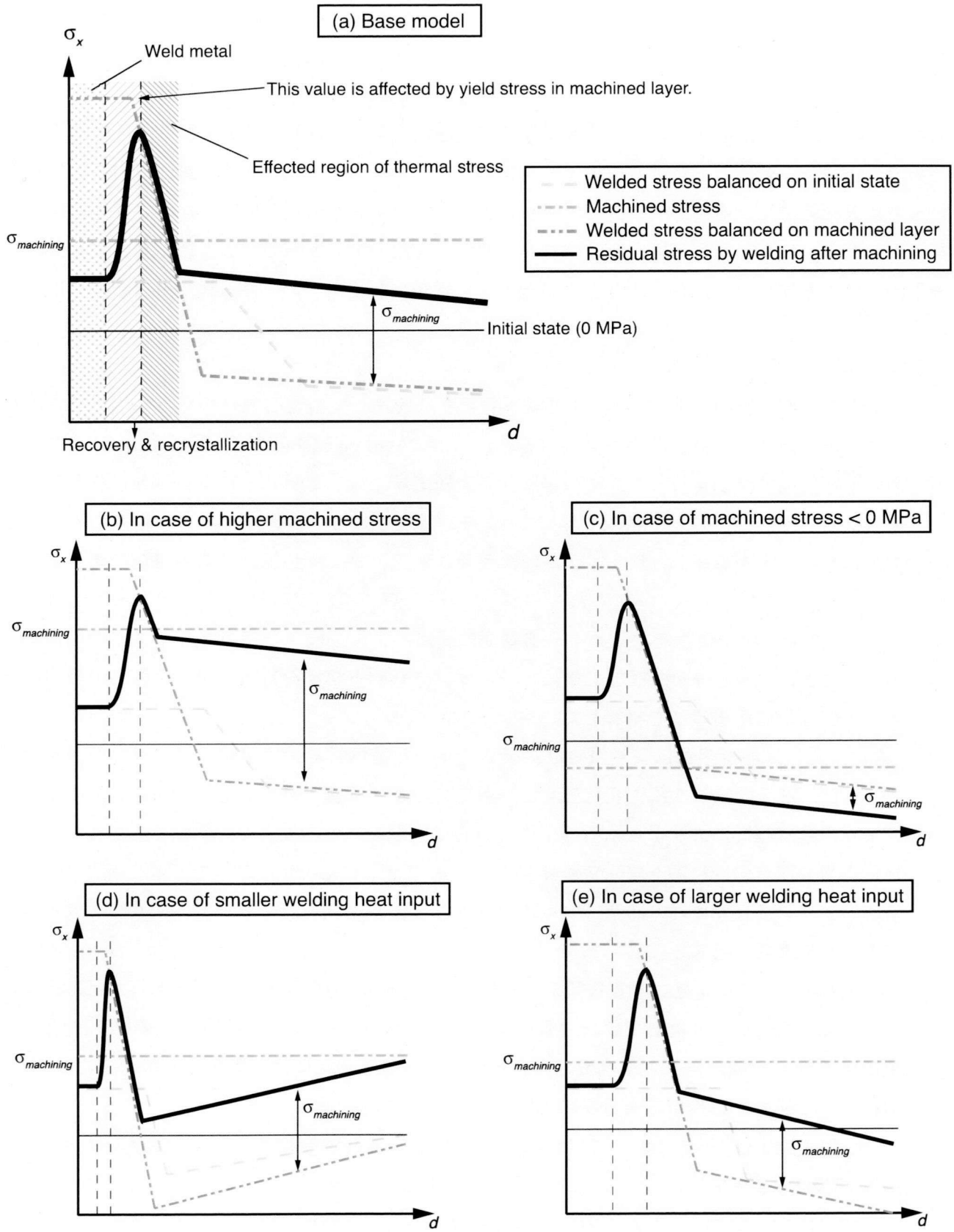



Fig. 4.29 Model of residual stress distribution generated by bead-on-plate welding after surface machining.

## 4.6 結言

本章では，原子力発電プラントの実機配管の施工過程である，表面機械加工後の溶接に伴う残留応力の変化挙動を対象とした数値解析手法を構築することを目的とし，まず，残留応力変化挙動に対して重要な因子である，熱サイクルに伴う硬さ変化の評価を行った．得られた硬さ変化に対する加算則の適用，および硬さと相当塑性ひずみの関係式を用いて，表面機械加工後のビードオンプレート溶接により発生する残留応力分布を対象とした数値解析を行った．得られた主な結論を以下に示す．

(1) 高周波誘導加熱装置用いて表面加工層を有する試験片の恒温熱時効試験を行った．得られた熱時効後の硬さから再結晶率を見積もるとともに，Johnson-Mehl の式および Arrhenius の式を用いて速度論的評価を行った．その結果，表面加工層に対して熱サイクルが付与された場合に生じる硬さ変化は，Johnson-Mehl 型の式で記述可能であり，その速度定数 $K$ は温度のみの関数で表されることを確認し，熱サイクルに伴う硬さ変化に対して加算則が適用可能であることを示した．

(2) 熱サイクルに伴う硬さ変化に対する加算則の適用，および硬さと相当塑性ひずみの関係式を用いることにより，表面機械加工後にビードオンプレート溶接を行った際の残留応力分布の評価が可能な数値解析手法を構築した．

(3) 構築した数値解析手法により得られた硬さ分布の数値解析結果は実験結果と良い一致を示した．また，表面機械加工により発生する残留応力分布を模擬した初期応力分布を導入することにより，数値解析により得られる残留応力分布は実験結果と精度よく一致するとともに，極大残留応力の深さ分布に関しても実験結果と良い対応を示した．したがって，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動は，熱サイクルに伴う硬さ変化および表面機械加工により発生する残留応力分布を考慮することにより模擬可能である．

(4) 表面機械加工により発生する残留応力を模擬した初期応力分布を考慮した数値解析結果，および初期応力分布を考慮していない数値解析結果の比較より，溶接金属および極大残留応力発生領域を除く領域に発生する残留応力分布は，表面機械加工により発生する残留応力分布と，溶接により発生する残留応力分布の加算が成り立つことを確認した．

(5) 極大残留応力発生領域において得られた $x$ 方向の塑性ひずみおよび応力と温度の関係は，溶接残留応力の発生機構として知られている，両端固定棒モデルに熱サイクルが付与された場合と同様の傾向を示した．したがって，極大残留応力は，表面加工層が残存する領域において溶接時の残留応力生成機構により発生することを明らかにした．

## 第 4 章の参考文献


4.1) 井川博，大重広明，伊達洋彦，“再結晶式による溶接熱影響部の硬さ分布の計算”，溶接学会誌，第 48 巻，第 11 号（1979），pp. 980-984.

4.2) 中尾嘉彦，西本和俊，大谷一仁，“熱処理過程におけるδフェライトの変態現象に関する速度論的検討 –高窒素オーステナイトステンレス鋼溶接金属のぜい化に関する研究（第 1 報）”，溶接学会論文集，第 2 巻，第 1 号（1984），pp. 61-68.

4.3) W. A. Johnson and R. F. Mehl, “Reaction Kinetics in Prcoesses of Nucleation and Growth”, Trans. AIME 135, (1939), pp. 416-458.

4.4) ABAQUS user's manual, version 6.9.

4.5) S. Okano, M. Tanaka and M. Mochizuki, “Arc physics based heat source modeling for numerical simulation of weld residual stress and distortion”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 16, No. 3 (2011), pp. 209-214.

4.6) 松岡三郎，“低炭素オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 の加工硬化材における 0.2 %耐力とビッカース硬さの関係”，日本機械学会論文集（A 編），第 70 巻，第 698 号（2004），pp. 1535-1541.

4.7) 森裕章，勝山仁哉，望月正人，西本和俊，豊田政男，“表面強加工を受けた低炭素ステンレス鋼溶接部における残留応力と加工硬化の解析と粒界応力腐食割れ発生機構に関する研究”，材料と環境，第 56 巻，第 12 号（2007），pp. 568-575.

4.8) 稲村元則，鈴木敬愛，“微小押し込み試験による材料強度評価法”，生産研究，第 42 巻，第 4 号（1990），pp. 31-34.

4.9) 松岡三郎，宮原健介，長島伸夫，田中紘一，“AFM 超微小硬さ試験機による弾性常数と降伏応力の測定”，日本機械学会論文集（A 編），第 62 巻，第 598 号（1996），pp. 134-139.

4.10) 佐藤邦彦，大西毅，“両端固定棒のアナロジーによる溶接熱影響部の過渡的熱応力の研究”，溶接学会誌，第 38 巻，第 4 号（1969），pp. 49-61.

# 第5章　BWR模擬環境下におけるSSRT試験に基づく SCC発生過程に関する確率論的検討

## 5.1　緒言

前章までにおいて，SCCの発生および進展に及ぼす残留応力の影響を検討するため，実機に存在する残留応力の詳細な分布の把握を進めてきた．ここで，SCCの発生および進展の過程は，微小き裂の進展を含む発生過程と，比較的巨視的と見なせるき裂の進展を対象とした進展過程に分けて考えることができる．Parkinsによる腐食疲労試験中におけるSCCの発生，進展および合体挙動の観察から得られたき裂進展速度と時間の関係をFig. 5.1に示す[5.1]．SCCの発生過程においては，多数の微小き裂が発生し，それらが相互に合体を繰返す（Stage 1 - 3）ことで，巨視的なき裂に成長する．SCCの進展過程においては，巨視的なき裂が比較的安定した成長を示し、このき裂が近接する場合には，き裂同士が合体しながら成長する（Stage 4）．進展過程においては応力拡大係数$K$を用いた破壊力学による評価が可能であるとされており，我が国においても日本機械学会が定める維持規格[5.2]によりその評価方法が規定されている．SCCの発生過程と進展過程の境界に関しては様々な説が存在しており，最も小さいもので結晶粒径程度の50 μm[5.3]，また，非破壊検査により検出できる最小き裂サイズ[5.4]，および，き裂進展を評価するための各種試験における最小き裂サイズとした1 ~ 2 mm[5.5]などが挙げられる．ParkinsはSCC発生過程が構造物の寿命に大きな影響を及ぼすことを指摘しており[5.1]，すなわち，機器の健全性評価を行う際にはSCCの発生過程に関する検討が重要となる．しかしながら，第1章でも述べたように，SCCの発生には様々な因子の影響が検討されているものの，未だ不明な部分が多く存在しているのが現状である．その理由の一つが，SCC発生や微小き裂の進展に大きなばらつきが存在するためである．これは，SCC発生に関わる局部的な腐食・溶解現象が確率論的性質を有していること[5.6]，また，結晶粒の形状や粒径，結晶方位等の微視組織の影響により微小き裂の成長速度にばらつきがあることなどに起因する．このようにばらつきが大きい現象であるが故に，SCC発生過程を決定論的に検討するのは困難であることから，確率論的な評価を行う試みが報告されている[5.7-5.12]．確率論的評価手法は、SCC発生過程のみならずSCC進展過程における評価にも有用[5.13, 5.14]であることが示されており，実機の原子力プラントにおいても，このような確率論的な検討により得られたリスクを供用中検査計画策定に活用するための試みがなされている[5.15]．

SCCに関する健全性評価を行うに当たって，き裂の発生過程から機器の破損に至るまでをシームレスに評価するためには，上述のようにSCC発生過程を決定論的に扱うことは困難であることから，確率論的な検討が求められる．本章では，SCC発生試験を行うとともに，得られたSCCに対して統計的な評価を行うことにより，SCCの発生過程を対象とした確率論的検討を行う．

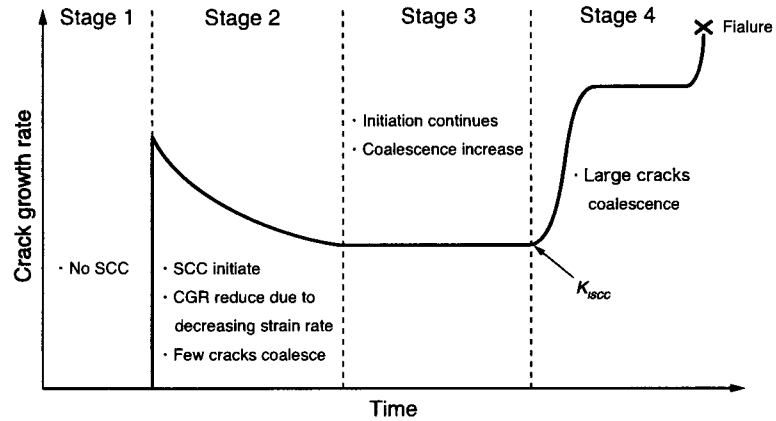



Fig. 5.1 Relationship between crack growth rate and time[5.2].

## 5.2 SCC 発生過程に関する評価のための試験法および試験条件

### 5.2.1 SCC 発生評価のための各試験法

SCC は材料学的要因，環境学的要因，および力学的要因の重畳により発生することから，SCC の発生過程を評価する試験では，試験環境および材料に対して引張応力を付与した試験が行われる．試験法により最も異なるのが応力負荷方法であり，様々な試験法が提案されている．SCC 発生過程を評価するための各種試験法の模式図[5.16]を Fig. 5.2 に示す．これらの試験法はその応力負荷方法の違いから，それぞれ以下に示す特徴を有する[5.16, 5.17]．

(1) 定ひずみ法

応力負荷方法として一定のひずみを与え，試験環境に浸漬することにより SCC を発生させる試験法である．代表的なものとして，3 点曲げまたは 4 点曲げベントビーム試験や，C リング試験，U 時曲げ試験などが挙げられる．これらの試験ではそれぞれの規格[5.18-5.20]により，試験体に付与する応力が算出可能である．CBB（Crevice Bent Beam）試験は試験体と治具の間にグラファイトファイバーウールを用いた隙間を形成することにより，応力腐食割れを加速する目的として開発された試験法であり，試験体全長にわたって負荷応力が均一になる特徴を有する．定ひずみ法の評価方法としては，き裂数やき裂深さなどが挙げられる．

(2) 定荷重法

試験環境内において，単軸引張型の試験体に一定の引張応力を与える試験法である．評価方法としては破断時間や限界応力値などが用いられ，繰返し応力を付与することにより，腐食疲労試験としても用いられる．

(3) 低ひずみ速度引張試験（Slow Strain Rate Test, SSRT）

試験環境下において単軸引張型の試験体に対し，通常の引張試験時のひずみ速度より数オーダー

低いひずみ速度で引張荷重を与えることによりSCCを発生させる試験法である.評価方法として,最大応力,最大ひずみやSCC破面率,あるいは大気中(油中)で得られた最大応力や最大ひずみとの比を用いた,最大応力比,最大ひずみ比等の評価がなされる.SSRT試験では強制的にSCCを発生させるため,SCC発生に要する潜伏時間を求めることは困難であるが,他の試験法と比較して比較的短時間での評価が可能である.

上述のように,SCC発生を評価するための試験法は種々存在しており,試験目的にあった試験法を選択することが必要である.しかしながら,耐SCC材として開発されたSUS316L鋼に対するSCCの評価を行う場合,定ひずみ試験や定荷重試験ではSCC発生に数千時間以上の試験時間を要すること,また,数千時間の試験時間においても評価が可能なほどの有意なSCCの発生を得られない可能性があること,さらには,SCC発生過程に対して確率論的な検討を行うためには多くのき裂数が必要となることから,本検討では,BWR模擬環境下において比較的短時間での評価が可能,かつ十分なき裂数を得ることができるSSRT試験を行うことにより,SCCの発生から微小き裂の進展,および微小き裂の合体までのSCC発生過程を対象とした評価を行うこととした.なお,本検討では,微小き裂の発生および進展を扱うことを目的としているため,有用なき裂深さを得られない可能性がある.そのような場合には,き裂長さとき裂深さのアスペクト比を基にき裂深さに対する検討を行うこととする.

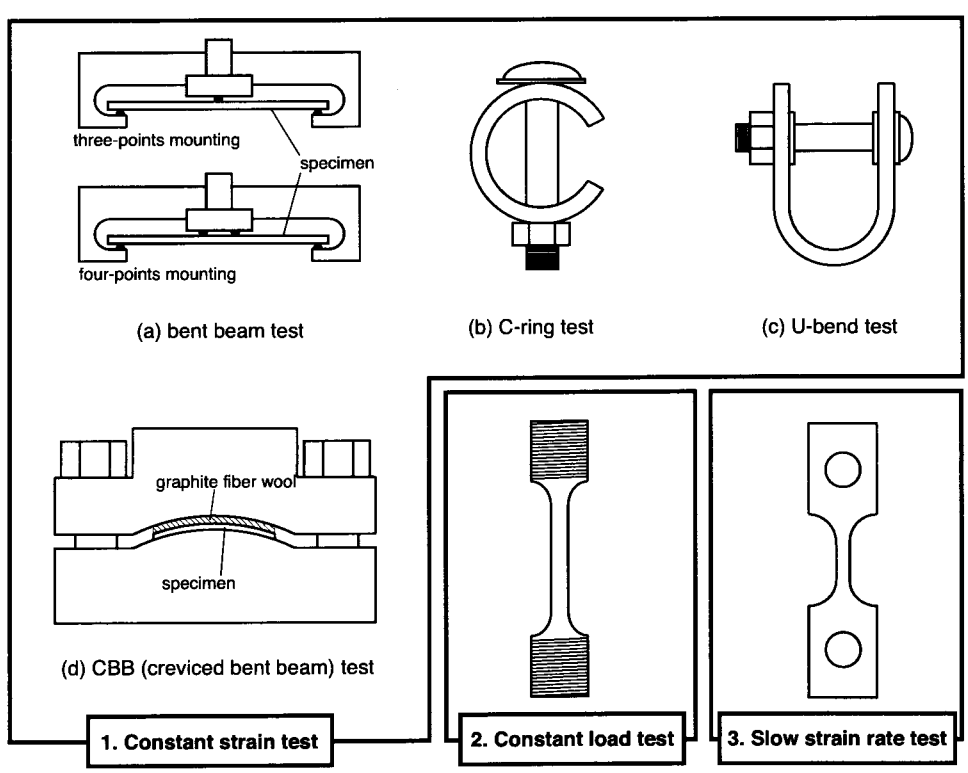



Fig. 5.2 Schematic illustration of testing method for SCC[5.16].

### 5.2.2 SSRT 試験における SCC 発生に及ぼす制御因子

SCC 発生に及ぼす試験環境因子として，溶存酸素や伝導度，pH などが挙げられるが，SSRT により SCC を評価する際には，電位，ひずみ速度が重要な因子となることが指摘されている [5.21]．特定の環境下において発生する SCC の感受性や進展速度を評価する場合，対象とする模擬環境下において試験を行うことが望ましく，その場合にはひずみ速度が最も重要な因子となる．Fig. 5.3 に SCC 感受性に及ぼすひずみ速度の影響を模式的に表した図を示す．Fig. 5.3 に示した断面収縮率に関しては，低い断面収縮率ほど SCC 感受性が高いことを示す．SCC 感受性が最も高い領域においては，き裂先端において酸化皮膜の生成が生じないようなすべり生成速度に該当し，ひずみ速度がそれより遅い場合においては酸化皮膜の生成が優先して生じ [5.17]，速い場合においては延性破壊に近づくと考えられる．すなわち，SSRT により SCC を評価する際には，対象環境および材料に対する酸化皮膜の生成速度と材料表面のすべりステップに伴う皮膜破壊速度が競合するようなひずみ速度を用いることが重要である．本研究の対象鋼材であるオーステナイト系ステンレス鋼に対して，BWR 環境を対象として SSRT を行う際に採用されているひずみ速度，および試験環境に関する調査結果を Table 5.1 に示す [5.22-5.28]．なお，TGSCC または IGSCC の区別がなされている場合にはそのき裂形態を，区別がなされていない場合には発生の有無で示しており，Table 5.1 は全て電位制御を行っていない報告についてまとめた結果である．溶接金属や鋭敏化処理を施した 304 や 308，316 鋼などにおいては，BWR 環境模擬下においても $10^{-7}$ オーダーとしたひずみ速度を用いることにより主に IGSCC が発生していることが確認できる．しかしながら，本検討の対象鋼材でもある 316L 鋼，また 304L 鋼，316NG 鋼などの低炭素鋼材に関しては隙間の付与や表面加工，また，溶存酸素や電導度等を調整することにより SCC が発生する．その場合のひずみ速度は $1 \times 10^{-7} \sim 5 \times 10^{-7}$ 程度であり，SUS316L 鋼を対象とした SSRT により SCC 発生の評価を行うためには，SCC 発生を加速させる因子の適用，および $10^{-7}$ オーダーとしたひずみ速度を用いる必要があることが分かる．

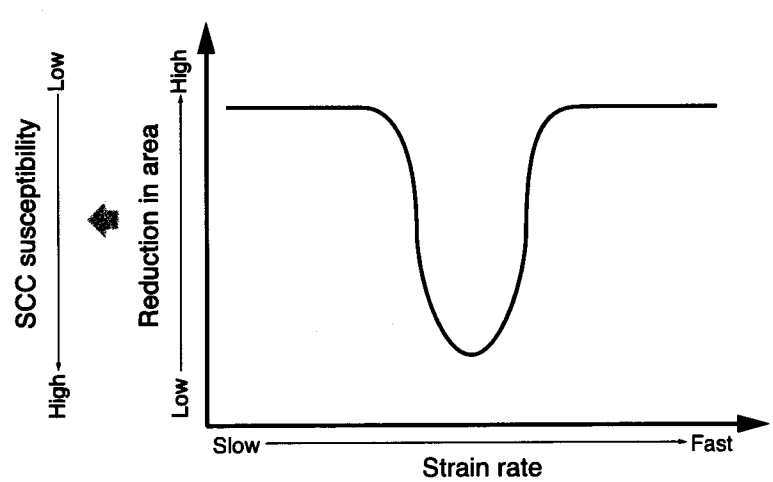



Fig. 5.3 Schematic illustration of effect of strain rate on SCC susceptibility.

Table 5.1 Effect of test conditions on SCC initiation for SSRT in simulated environment of BWR.

| Case | Material<br>Condition | Environment<br>DO, Conductivity, Pressure | Temperature<br>(°C) | Strain rate<br>($s^{-1}$) | Crack |
|---|---|---|---|---|---|
| 1[5.22] | 316NG | Pure water<br>0.1 ppm, 1 μS/cm, 7.93 MPa | 288 | $2 \times 10^{-7}$ | Ductile |
| 2[5.22] | 316NG | Pure water + $H_2SO_4$<br>6 ppm, 8 μS/cm, 7.93 MPa | 288 | $2 \times 10^{-7}$ | SCC |
| 3[5.23] | 304L<br>HT: 620°C – 24 h | Pure water<br>1 ppm, 0.06 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | Ductile |
| 4[5.23] | 304<br>HT: 620°C – 24 h | Pure water<br>1 ppm, 0.06 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | TGSCC<br>IGSCC |
| 5[5.23] | 304<br>HT: 620°C – 24 h | Pure water + $Na_2CO_3$<br>1 ppm, 0.5 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | TGSCC<br>IGSCC |
| 6[5.24] | 308 Weld | Pure water<br>8 ppm, NA, NA | 288 | $8.3 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 7[5.24] | 316 Weld | Pure water<br>8 ppm, NA, NA | 288 | $8.3 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 8[5.25] | 304<br>HT: 620°C – 12 h | Pure water<br>75-220 ppb, 0.2-1.4 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 9[5.25] | 304<br>HT: 620°C – 12 h | Pure water + $H_2O_2$<br>365-600 ppb, 0.25-0.7 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 10[5.25] | 304<br>HT: 620°C – 12 h | Pure water + $H_2$, $H_2O_2$<br>150-350 ppb, 0.2-0.45 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 11[5.25] | 304<br>HT: 620°C – 12 h | Pure water + $CrO_4^{2-}$<br>170-230 ppb, 0.35-0.8 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 12[5.25] | 304<br>HT: 620°C – 12 h | Pure water + $H_2O_2$, $CrO_4^{2-}$<br>250 ppb, 0.5 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | IGSCC |
| 13[5.25] | 304<br>HT: 620°C – 12 h | Pure water + $H_2$<br>1 ppb, 0.18 μS/cm, NA | 288 | $4 \times 10^{-7}$ | No SCC |
| 14[5.26] | 304<br>HT: 1050°C – 0.5 h | Pure water<br>8 ppm, 0.06 μS/cm, 25 MPa | 290 | $4 \times 10^{-7}$ | No IGSCC |

Table 5.1 Continued.

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| 15[5.26] | 316L<br>HT: 1050°C – 0.5 h | Pure water<br>8 ppm, 0.06 μS/cm, 25 MPa | 290 | $4 \times 10^{-7}$ | No IGSCC |
| 16[5.27] | 316NG<br>Milling on surface | Pure water + $Na_2SO_4$<br>32 ppm, 1 μS/cm, NA | 288 | $5 \times 10^{-7}$ | No SCC |
| 17[5.27] | 316NG<br>Milling on surface | Pure water + $Na_2SO_4$ (Crevice)<br>32 ppm, 1 μS/cm, NA | 288 | $5 \times 10^{-7}$ | TGSCC |
| 18[5.27] | 316NG<br>Milling on surface | Pure water + $Na_2SO_4$ (Crevice)<br>32 ppm, 1 μS/cm, NA | 288 | $3 \times 10^{-7}$ | TGSCC<br>IGSCC |
| 19[5.27] | 316NG<br>Milling on surface | Pure water + $Na_2SO_4$ (Crevice)<br>32 ppm, 1 μS/cm, NA | 288 | $1 \times 10^{-7}$ | TGSCC<br>IGSCC |
| 20[5.28] | 316L<br>CW 20% | Pure water + $Na_2SO_4$<br>8 ppm, NA, NA | 288 | $5 \times 10^{-7}$ | TGSCC<br>IGSCC |

HT: heat treatment, CW: cold work, NA: not available

## 5.3 BWR 模擬環境下における SSRT 試験

### 5.3.1 供試材料の形状および寸法

SCC 発生過程に対する確率論的検討を行うため，BWR の運転時の環境を参考にした模擬環境下において SSRT 試験を行った．供試材料は BWR の PLR 配管に採用されている SUS316L 鋼である．用いた供試材料の化学組成を Table 5.2 に示す．第 1 章でも述べたように，SUS316L 鋼製の PLR 配管において顕在化した SCC は，表面加工層において TGSCC として発生し，IGSCC として進展する傾向を示す．本実験では，より実機に近い SCC 発生挙動の評価を行うため，供試材に冷間圧延加工を施し表面加工層を導入することで，TGSCC の発生を対象とした試験を行った．TGSCC はビッカース硬さが 270 ~ 300 HV 程度において発生しやすくなる[5.29,5.30]ことから，圧下率 20 %においてビッカース硬さ（試験荷重 980 mN）が 274 ~ 291 HV を示すとした大谷らの報告[5.31]を基に，冷間圧延加工時の圧下率は 20 %とした．ここで，冷間圧延ままの試験体の厚さには多少のばらつきが存在するため，異なる厚さを有する試験体に対して引張試験を行った場合，試験体に発生する応力状態が異なる可能性がある．本実験ではこの試験体の厚さの影響を除外するため，圧延完了時の供試材料の厚さを 2.2 mm とし，圧延加工を施した供試材料から試験体を切り出すとともに，湿式研磨を施して 2.00 ± 0.01 mm まで試験体の厚さを調整することにより，Fig. 5.4 に示す形状および寸法を有する試験体を作製した．さらに，湿式研磨により発生した研磨痕の除去，および表面状態を統一することを目的として，粒径 1 μm のダイヤモンドペーストを用いたバフ研磨を行った後，丸本

ストルアス㈱製のコロイダルシリカ（OP-U）を用いた研磨を施した．各試験体に対してこれらの処理を行った後にSSRT試験に供した．

Table 5.2　Chemical composition of SUS316L used at SSRT (mass%).

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.017 | 0.66 | 1.16 | 0.031 | 0.001 | 12.13 | 17.34 | 2.23 | Bal. |

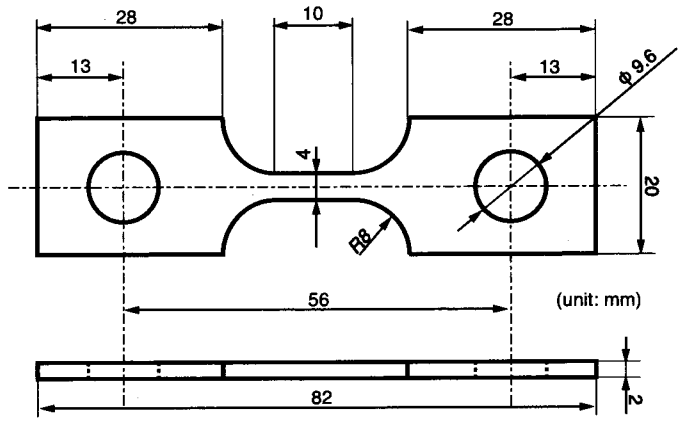


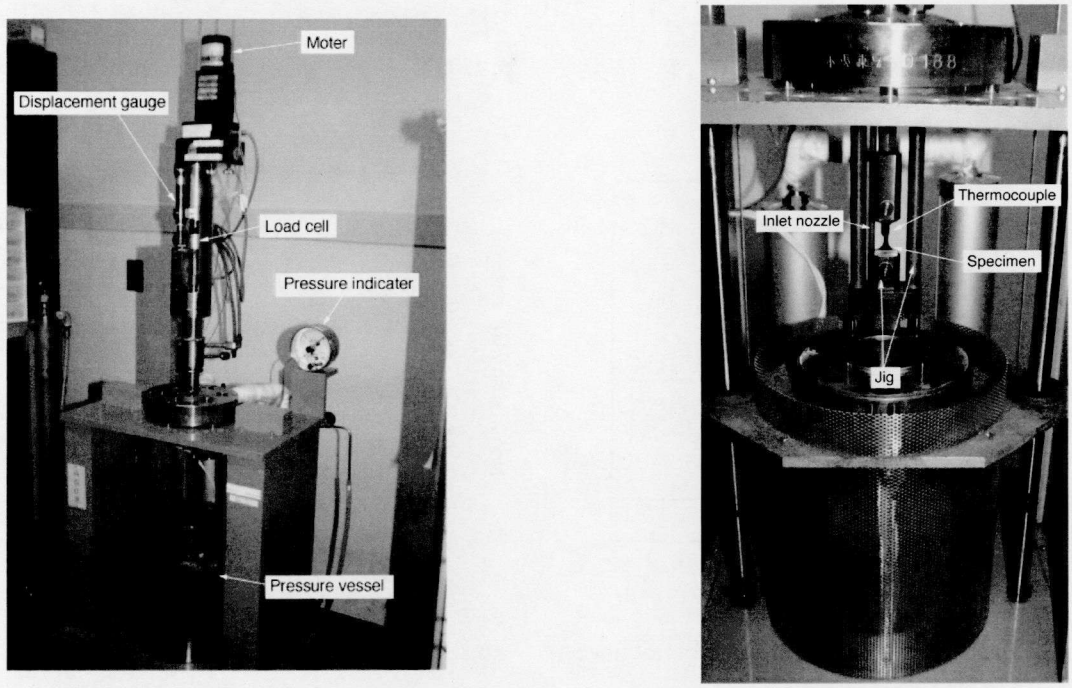

Fig. 5.4　Configuration and dimensions of specimen for SSRT.

### 5.3.2　試験条件

SSRT試験に用いた装置の外観，および圧力容器内に設置する試験体の写真をFig. 5.5に示す．試験に用いた装置は東伸工業㈱製の循環式オートクレーブを有する低ひずみ速度型SCC発生試験装置である．試験体への荷重は装置の上部に取り付けられたモーターにより付与され，ギアを調整することにより引張速度を制御する．本検討においてはBWRに顕在化しているSCCを対象としているため，Table 5.3に示した試験条件のように，試験体近傍に設置した熱電対により圧力容器内の温度を288°Cに設定し，圧力容器内の圧力は8.8 MPaとした．循環水中の溶存酸素は$O_2$，$N_2$のバブリングガスによりBWRの標準環境である7.9 ~ 8.1 ppmに調整した．また，SCCの発生促進を目的として，溶液として使用した純水中に$2 \times 10^{-4}$ mol/$l$とした微量の$Na_2SO_4$を添加することにより，溶液中の電気伝導度を20 ~ 30 μS/cmに調整した．なお，試験時における試験体と治具は絶縁されている．ひずみ速度は，Table 5.1に示した316L鋼を対象としたSSRT試験における試験条件を参考に$4.6 \times 10^{-7}$ $s^{-1}$としており，この際のひずみ速度はクロスヘッド変位を試験体の平行部の長さで除したひずみ速度である．上述のようなBWR模擬環境下においてSSRT試験を行い，圧力容器内の温度，クロスヘッド変位，荷重を記録するとともに，所定の変位に達した段階で試験を終了した．試験停止時のクロスヘッド変位はそれぞれ1.0, 1.5, 2.0 mm（公称ひずみを0.10, 0.15, 0.20）とした．

Table 5.3　Test conditions for SSRT in simulated environment of BWR.

| | |
|---|---|
| Temperature (°C) | 288 |
| Pressure (MPa) | 8.8 (8.5-9.0) |
| Dissolved oxygen (ppm) | 8.0 |
| Water quality | Pure water + $Na_2SO_4$ ($10^{-4}$ mol/l) |
| Conductivity (μS/cm) | 20 - 30 |
| Strain rate, $\dot{\varepsilon}$ (1/s) | $4.6 \times 10^{-7}$ |
| Displacement (mm) | 1.0, 1.5, 2.0 |




(a) overall view　　(b) setting of specimen

Fig. 5.5　Photographs of testing equipment for SSRT.

## 5.4　SSRT 試験により得られた SCC 発生挙動の観察

### 5.4.1　荷重–変位曲線の比較

SSRT 試験により得られた荷重–変位曲線，公称応力–ひずみ曲線をそれぞれ，Fig. 5.6，Fig. 5.7 に示す．さらに，Fig. 5.7 に示した公称応力–ひずみ曲線から，以下の式（5.1）に示す関係より，真応力–ひずみ曲線を算出した．

$$\varepsilon = \ln(1+\varepsilon_n)$$
$$\sigma = (1+\varepsilon_n)\sigma_n \tag{5.1}$$

ここで，ε：真ひずみ，σ：真応力，$\varepsilon_n$：公称ひずみ，$\sigma_n$：公称応力である．式（5.1）を用いて算出したそれぞれの真応力–ひずみ曲線の比較を Fig. 5.8 に示す．以後，これらの試験体を$\varepsilon_n = 0.10$ のように，試験停止時の公称ひずみで区別することとする．Fig. 5.8 に示した真応力–ひずみ曲線を比較すると，$\varepsilon_n$ = 0.20 とした真応力–ひずみ曲線の弾性域において他の試験体よりわずかに低いヤング率を示していることが分かる．また，どの試験体においても真応力–ひずみ曲線から算出されるヤング率はおよそ 12 GPa 程度であり，およそ 170 GPa 前後の値とされる SUS316L 鋼の 288°C におけるヤング率よりも明らかに低い値を示している．図中には比較のため，ヤング率を 170 GPa として算出した弾性挙動を示している．これは，結果に装置の変形が含まれることや，試験時に引張応力

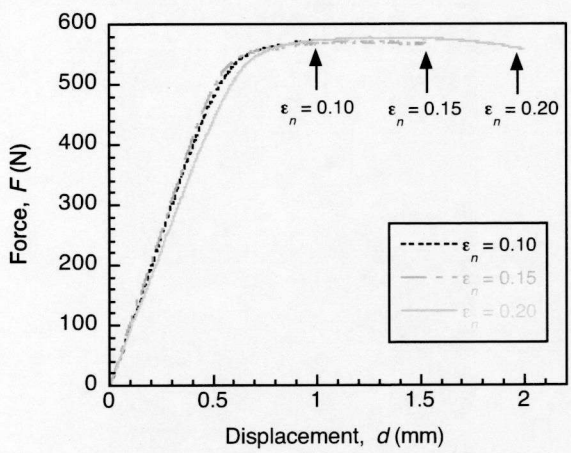



Fig. 5.6 Comparison of load – displacement curves obtained by SSRT.

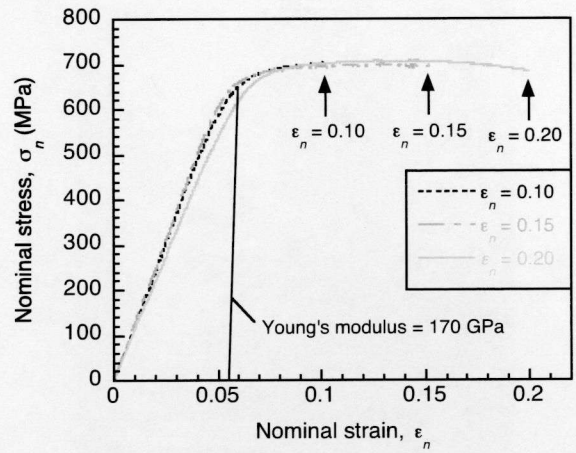



Fig. 5.7 Comparison of nominal stress – strain curves converted from Fig. 5.6.

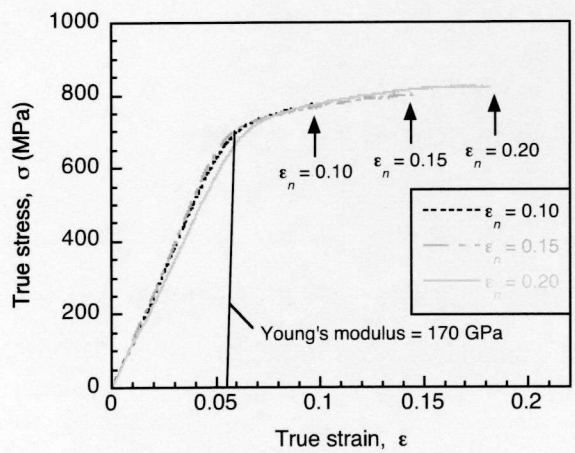


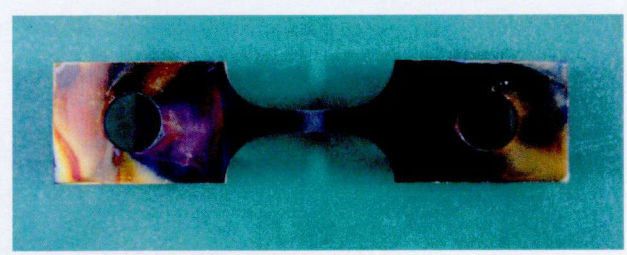

Fig. 5.8 Comparison of true stress – strain curves converted from Fig. 5.7 and equation (5.1).

を負荷する際，治具に設置した円孔部に応力が集中することにより，円孔部の変形が優先して進行したためと考えられる．$\varepsilon_n = 0.20$ の試験体においては，他の試験体と比較して，試験時の円孔部の変形に差が生じたことに起因して見かけのヤング率に差が生じたと考えられる．降伏後の挙動に関しては各試験体に明確な差は確認できず，同様の傾向を示している．このことから，荷重–変位曲線，また応力–ひずみ曲線に影響を与えるほど大きなSCCの進展は生じていないことが考えられる．

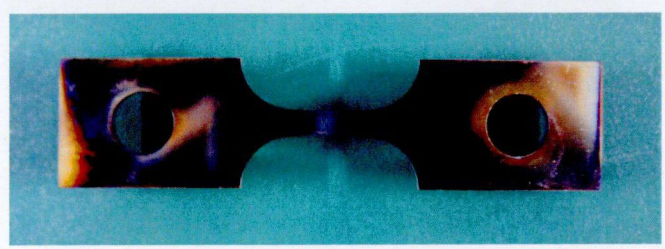
### 5.4.2 試験体表面に発生したSCCの観察結果

試験終了後の各試験体の写真をFig. 5.9に示す．各試験体に発生したSCCを確認するため，試験体中央の平行部を切り出し，FE-SEMを用いた試験体表面の組織観察を行った．ここで，Fig. 5.9を見ると，程度の差は存在するものの酸化膜の生成により試験体が変色していることが分かる．FE-SEMを用いた観察を行う際には，酸化膜の除去を目的として，過塩素酸酢酸を用いた電解研磨を行った．各試験体に対して倍率を100倍として組織観察を行ったSEM画像をFig. 5.10に示す．これらの写真から，試験時間および付与するひずみの増加とともに試験体の表面にすべり線のような傷が増加していくことが確認できる．この傷を確認するため，$\varepsilon_n = 0.15$ の条件に対して，800倍とした倍率により試験体表面を詳細に観察したSEM画像をFig. 5.11に示す．この写真から，すべり線とみられるような傷ですら明らかな開口が確認でき，ることから，Fig. 5.10に示した多数の傷はSCCであると考えられる．さらに，結晶粒径が数十～数百μm程度とされるSUS316L鋼において，観察されたSCCの発生位置は必ずしも粒界に対応しているとは考えられないことから，発生したSCCはTGSCCであると考えられる．

(a) $\varepsilon_n = 0.10$

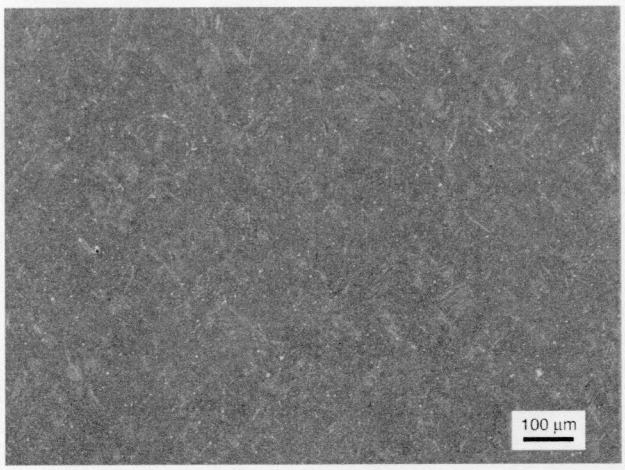


(b) $\varepsilon_n = 0.15$

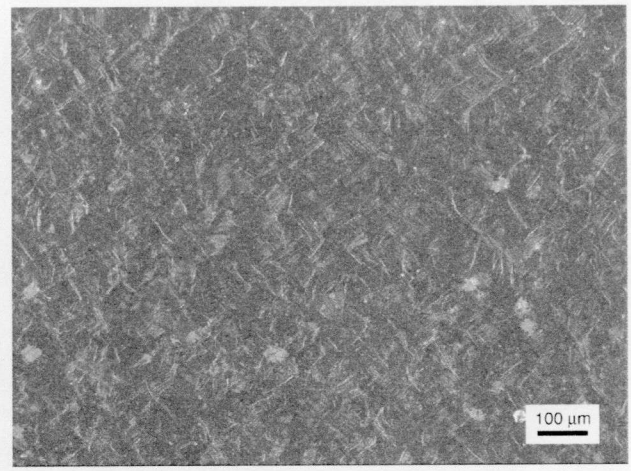


(c) $\varepsilon_n = 0.20$

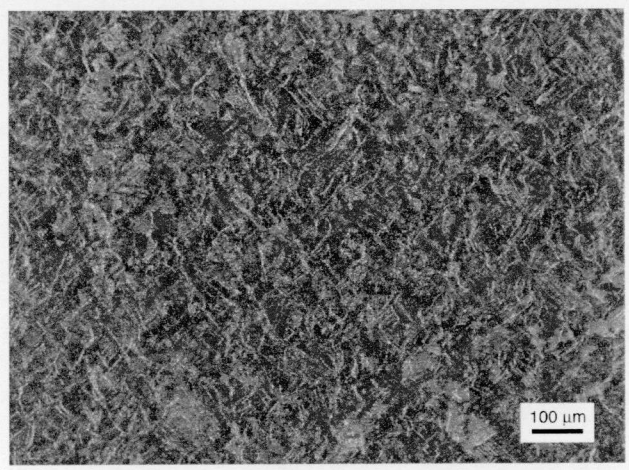
Fig. 5.9 Photograph of each specimen after SSRT.




(a) $\varepsilon_n = 0.10$




(b) $\varepsilon_n = 0.15$




(c) $\varepsilon_n = 0.20$

Fig. 5.10 Photograph of surface of each specimen after SSRT at 100-fold magnification.

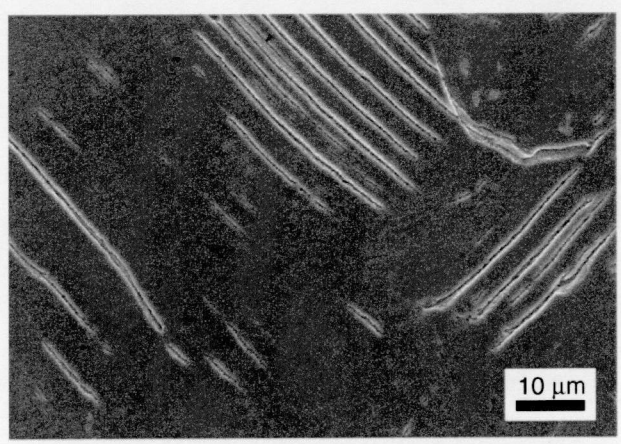



Fig. 5.11 Photograph of surface of $\varepsilon_n = 0.15$ specimen after SSRT at 800-fold magnification.

## 5.5 BWR 模擬環境下における SSRT 試験により得られた SCC の確率論的検討

### 5.5.1 SCC 発生過程に対する確率論的破壊力学の適用対象

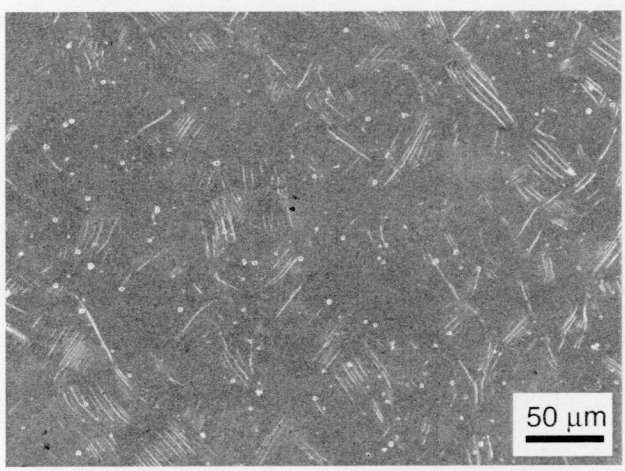
第 5.1 節において述べたように，微小き裂の発生および進展，微小き裂の合体を含む SCC の発生過程では多くのばらつきを有するため，確率論的な検討が必要となる．荷重や材料特性などのばらつきを確率論的に取り扱う破壊力学は，確率論的破壊力学 (Probabilistic fracture mechanics; PFM) [5.32] と呼ばれている．本研究で対象としている SCC に関して，PFM では，SCC 進展評価は一般的な破壊力学と同様に決定論的な評価が行われるが，残留応力やき裂の進展速度などばらつきを有するパラメータについて確率分布を考慮したモンテカルロ法に基づく繰り返し計算を行うことにより，機器構造物の健全性を破損確率などで表される確率として評価するところにその特徴を有する．

確率論的破壊力学を適用することにより SCC を有する機器構造物の破損確率等を検討する際には，SCC の発生過程のみならず進展過程をも考慮することができる．本研究では，SCC の発生過程に関して検討を行うことを主な目的としているが，SCC の発生過程および進展過程を考慮した評価も重要であり，そのためには，発生過程と進展過程の境界となるき裂深さに関する検討が重要となる．つまり，時間とともに進行する SCC に対する寿命評価を行う場合には，発生過程と進展過程の境界に達するまでの時間に関する検討が必要である．さらに，進展過程における任意のき裂深さからの進展を考えた場合，発生過程と進展過程との境界に達した場合のき裂深さのばらつき，言い換えればき裂深さに対する確率密度分布も寿命評価には重要な因子となる．以後，この SCC 発生過程と進展過程の境界に対応するき裂深さを有するき裂を巨視的な初期き裂と称し，前節で得られた SCC に対して統計的な評価を行うことにより，初期き裂発生時間および初期き裂発生時のき裂深さに対する確率分布に関する検討を行う．

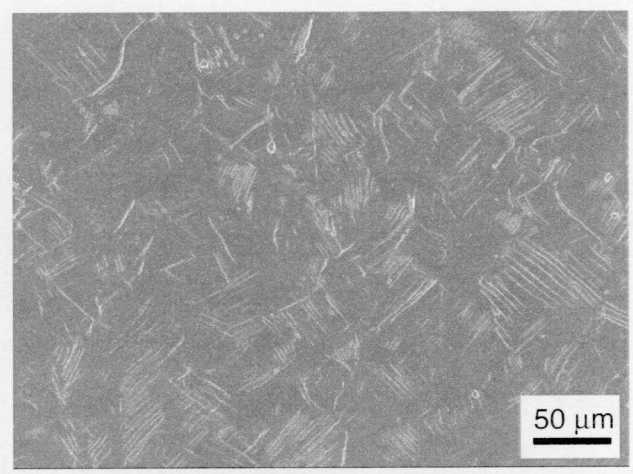
### 5.5.2 SSRT 試験により得られた SCC の統計的検討

まず，SSRT 試験を施した試験体表面に発生した SCC 数とき裂長さの関係を検討した．発生した SCC を詳細に確認するため，倍率を 300 倍とした SEM 画像に対してき裂数およびき裂長さの測定を行い，得られた結果を 5 μm ごとのヒストグラムに整理した．この際，屈曲したき裂に対しては，き裂の端部と端部で結んだ直線の長さをそのき裂の長さとし，複数き裂の合体が見られるき裂に対しては一つのき裂としてカウントした．ヒストグラムを作成する際に用いた 300 倍の SEM 画像を Fig. 5.12 に，作成したき裂数とき裂長さのヒストグラムを Fig. 5.13 に示す．$\varepsilon_n = 0.10$ の結果では，20 μm 以下のき裂が多く発生しており，最頻値は 10 μm 前後，最大き裂長さは 55 μm であった．$\varepsilon_n = 0.15$ までひずみを付与した条件の最頻値は 15 μm 程度であり，$\varepsilon_n = 0.10$ の条件において得られた最頻値より増加しているものの，大きな変化は見られなかった．しかしながら，総き裂数および最

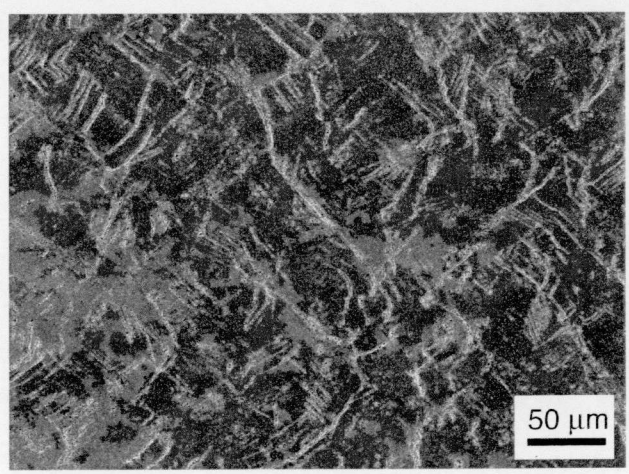
大き裂長さの増加が確認でき，最大き裂長さは 78 μm まで進展する結果が得られた．$\varepsilon_n = 0.20$ の条件により得られた結果においては，最頻値は 30 μm 前後まで，また，最大き裂長さは 108 μm まで進展している．しかしながら，発生した総き裂数は $\varepsilon_n = 0.10$ および $\varepsilon_n = 0.15$ の条件において得られた総き裂数よりも減少した結果となった．これは $\varepsilon_n = 0.20$ とした条件において，多くの微小き裂の合体が生じていることに起因している．SCC の進展においては，微小き裂の合体が重要な因子であるとされており [5.1, 5.33]，微小き裂同士の合体を繰返すことにより巨視的なき裂へと成長する．$\varepsilon_n = 0.20$ の条件において得られた総き裂数の減少および最頻値の増加は，微小き裂の合体過程により生じた結果であると考えられる．




(a) $\varepsilon_n = 0.10$

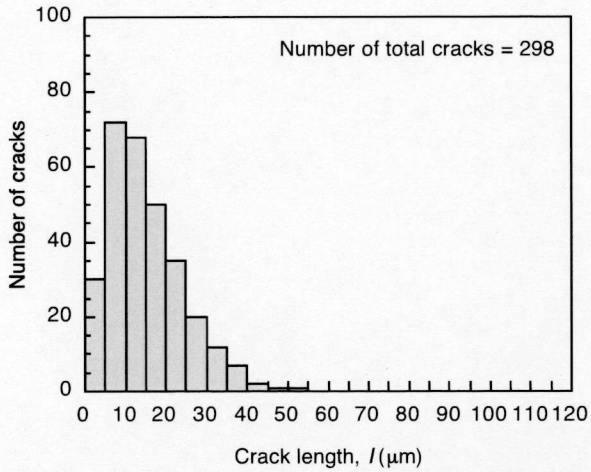



(b) $\varepsilon_n = 0.15$

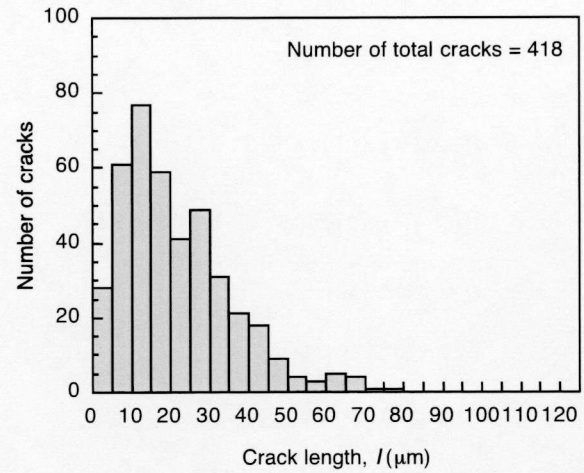



(c) $\varepsilon_n = 0.20$

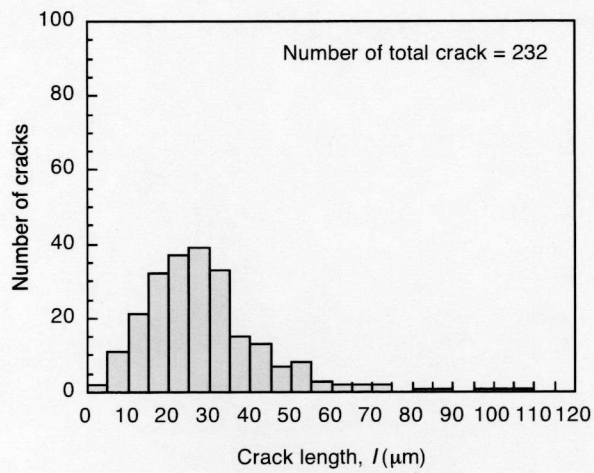
Fig. 5.12　Photograph of surface of each specimen after SSRT at 300-fold magnification.




(a) $\varepsilon_n = 0.10$




(b) $\varepsilon_n = 0.15$




(c) $\varepsilon_n = 0.20$

Fig. 5.13　Number of cracks - crack length histogram after SSRT in each specimen.

Fig. 5.13 において得られたき裂数およびき裂長さの関係を基に，確率紙プロットを行った結果を Fig. 5.14 に示す．累積確率およびき裂長さを対数軸として表したプロットより，どの条件においてもこれらの関係は一つの直線により近似できる傾向を示していることから，SSRT 試験により発生した SCC のき裂長さは対数正規分布に従うことが分かる．この結果は，石山 [5.30]および大中 [5.31]らによってなされた，冷間加工を施した SUS316L 鋼を対象とした CBB 試験により得られた SCC 長さの統計結果と同様の傾向を示している．この対数正規分布は以下の式（5.2）で表される．

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi s^2 x}} \exp\left\{-\frac{(\ln x - \mu)^2}{2s^2}\right\} \tag{5.2}$$

ここで，$f(x)$：確率密度関数，$\mu$：平均値，$s^2$：分散である．式（5.2）で表される対数正規分布にお

いては，その標本平均値，標本分散，変動係数および最頻値は以下の式（5.3）で表される．

$$
\begin{aligned}
E[X] &= \exp\left(\mu + \frac{s^2}{2}\right) \\
V[X] &= \exp\left(2\mu + s^2\right)\left\{\exp\left(s^2\right) - 1\right\} \\
\eta &= \sqrt{\exp\left(s^2\right) - 1} \\
M[X] &= \exp\left(\mu - s^2\right)
\end{aligned}
\tag{5.3}
$$

ここで，$E[X]$：標本平均値，$V[X]$：標本分散，$\eta$：変動係数，$M[X]$：最頻値である．対数正規分布のこれらの値を算出するには，式（5.2）中の $\mu$, $s^2$ を求める必要があり，本検討では，最尤法 [5.34] を用いて求めた．最尤法に用いられる尤度関数は以下の式（5.4）で与えられる．

$$
\begin{aligned}
L\left(x_1, \cdots; \theta\right) &= f\left(x_1; \theta\right) \cdot f\left(x_2; \theta\right) \cdots f\left(x_n; \theta\right) \\
&= \prod_{i=1}^{n} f\left(x_n; \theta\right)
\end{aligned}
\tag{5.4}
$$

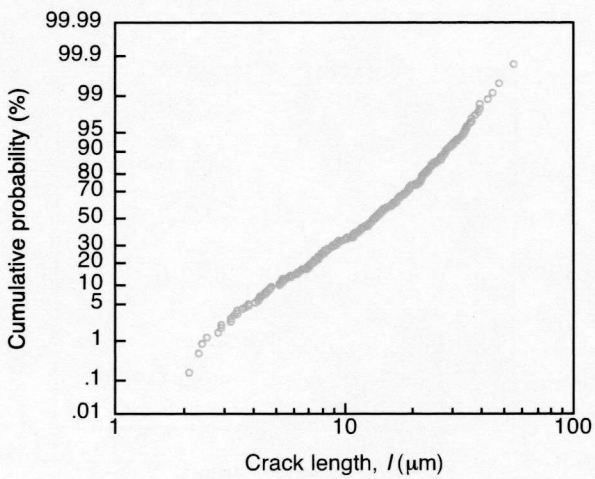
ここで，$L(x;\ \theta)$：尤度関数，$\theta$：推定するパラメータである．式（5.4）に対して対数を取ると，以下の式（5.5）が得られる．

$$
\begin{aligned}
LL\left(x_1, \cdots; \theta\right) &= \ln\left\{\prod_{i=1}^{n} f\left(x_n; \theta\right)\right\} \\
&= \sum_{i=1}^{n} \ln\left\{f\left(x_n; \theta\right)\right\}
\end{aligned}
\tag{5.5}
$$

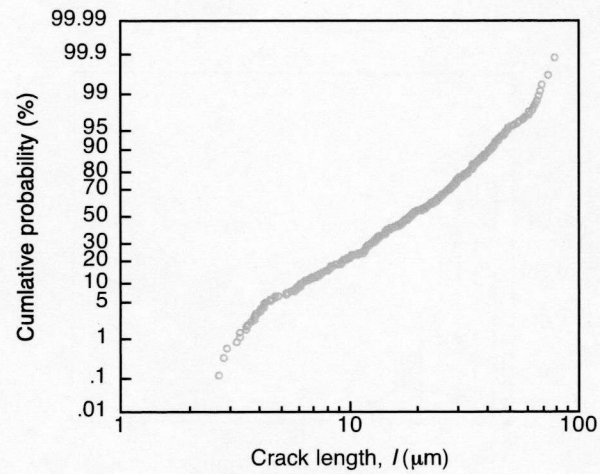
ここで，$LL(x;\ \theta)$：対数尤度関数である．この対数尤度関数が最大値を示す$\theta$の値が求めるパラメータの値となる．この最尤法を式（5.2）で示した対数正規分布において適用し，$\mu$ および $s^2$ それぞれに対して微分すると，以下の式（5.6）が得られる．

$$
\begin{aligned}
\mu &= \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} \ln\left(x_i\right) \\
s^2 &= \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n} \left\{\ln\left(x_i\right) - \mu\right\}^2
\end{aligned}
\tag{5.6}
$$

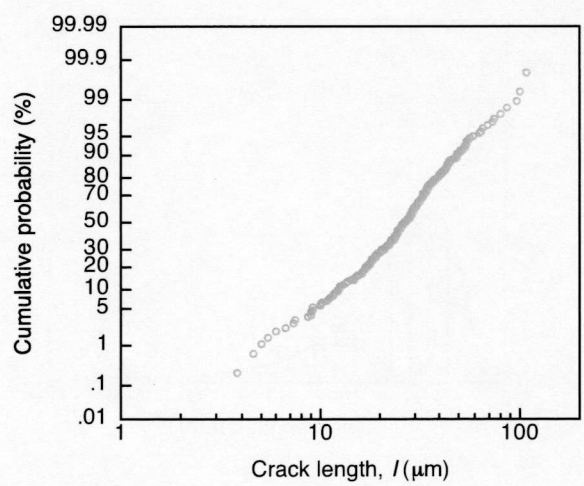
最尤法により得られた，$\varepsilon_n$ = 0.10, 0.15, 0.20 それぞれの条件に対応する対数正規分布のパラメータを Table 5.4 に示す．これらのパラメータを用いて，対応する SSRT 試験の条件により得られた総き裂数に対する確率密度分布を，Fig. 5.13 に示したヒストグラムの確率密度分布と比較して Fig. 5.15 に示す．$\varepsilon_n$ = 0.10, 0.15 の結果と比較して$\varepsilon_n$ = 0.20 の結果は，標本分散が大きくなることに起因してヒストグラムから得られる確率密度分布と差が生じる結果となった．しかしながら，Table 5.4 に示したμおよび $s^2$ を用いることにより，ひずみの増加とともに最頻値や標本平均が上昇する傾向を把握できることを確認した．




(a) $\varepsilon_n$ = 0.10




(b) $\varepsilon_n$ = 0.15

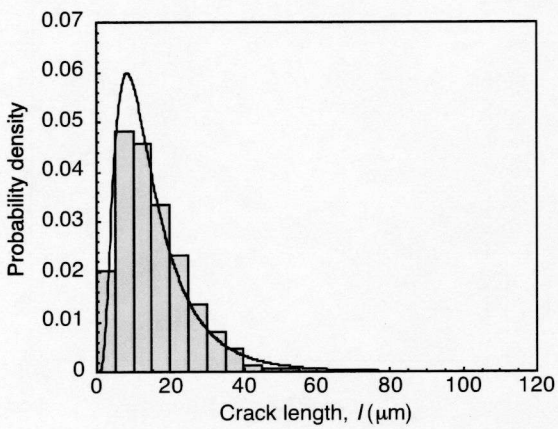



(c) $\varepsilon_n$ = 0.20

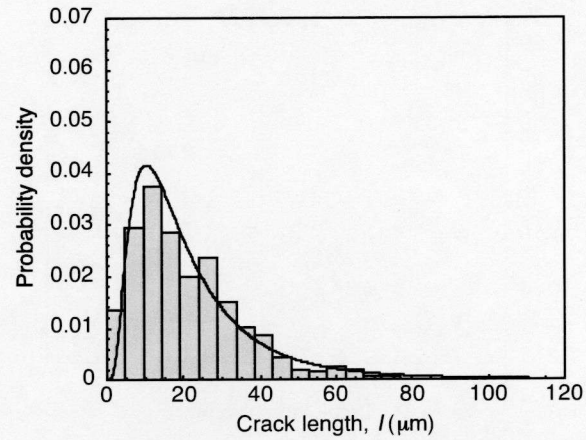
Fig. 5.14　Relationship between number of cracks and crack length after SSRT.

Table 5.4 Parameters for log-normal distribution obtained by maximum likelihood estimator.

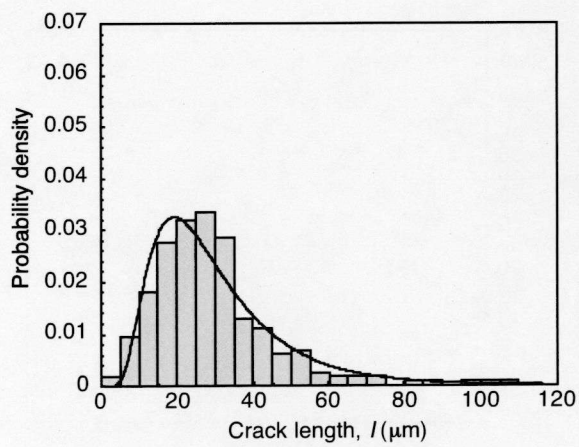
| Variable | $\varepsilon_n$ = 0.10 | $\varepsilon_n$ = 0.15 | $\varepsilon_n$ = 0.20 |
|---|---|---|---|
| Average, $\mu$ | 2.572 | 2.901 | 3.245 |
| Variance, $s^2$ | 0.312 | 0.358 | 0.272 |
| Sample average, $E[X]$ | 15.302 | 21.762 | 29.405 |
| Sample variance, $V[X]$ | 85.73 | 204.05 | 270.72 |
| Variance coefficient, $\eta$ | 0.605 | 0.656 | 0.560 |
| Mode, $M[X]$ | 9.584 | 12.714 | 19.542 |




(a) $\varepsilon_n$ = 0.10




(b) $\varepsilon_n$ = 0.15




(c) $\varepsilon_n$ = 0.20

Fig. 5.15 Comparison of experimental and analytical probability density distributions for crack length.

### 5.5.3 アスペクト比を基にしたき裂深さ分布の算出とき裂深さの進展挙動

前節において得られたき裂長さ分布を基に，き裂進展評価を行ううえで必要なき裂深さについて

検討する．本 SSRT 試験では有意なき裂深さのデータが得られなかったことから，上述のように，き裂長さおよびき裂のアスペクト比（き裂深さ/き裂長さ，$a/l$）を基にき裂深さの算出を行う．明石[5.3]らは，鋭敏化 304 鋼を対象とした CBB 試験において，発生した SCC のアスペクト比はどのき裂に対してもおよそ 0.16 であることを報告している．また，Ishiyama ら[5.35]は冷間圧延を施した 316L 鋼を用いて CBB 試験を行った結果，発生した SCC のアスペクト比は 0.15 – 0.7 程度であり，き裂深さが浅いほど高いアスペクト比を示すことを報告している．本検討では SUS316L 鋼を対象としているため，得られたき裂長さ並びに Ishiyama らの報告を参考に，き裂のアスペクト比を 0.6 と設定した．Table 5.4 に示した対数正規分布のパラメータを基に，き裂のアスペクト比を 0.6 として算出したき裂深さの確率密度分布を Fig. 5.16 に示す．さらに，算出したき裂深さ分布により得られた $M(x)$, $E(x)$および累積確率が 90%に達するき裂深さ $a_{(90)}$と，SSRT 試験の試験時間との関係を Fig. 5.17 に示す．ここで，Tsubota ら[5.36]は進展性き裂に成長するまでの，微小き裂の進展を含む初期き裂の発生時間は応力の関数として表されることを示している．同様に，時政[5.37]も IGSCC として進展に至る前段階を粒界腐食（InterGranular Corrosion; IGC）過程とし，この IGC 過程におけるき裂進展速度は応力に依存するとしている．この際のき裂進展速度は以下の式（5.7）で表される[5.37]．

$$\frac{da}{dt} = V_0 \exp(q\sigma) \tag{5.7}$$

ここで，$da/dt$：き裂進展速度（μm/h），$V_0$：速度定数（μm/h），$q$：応力定数（$MPa^{-1}$）である．式（5.7）は IGC 過程を対象とした式であるが，実質的には IGSCC に至るまでの微小き裂の進展を含む領域を対象としている．そこで，TGSCC を粒界と比較して粒内で優先的に腐食が生じやすい環境下で

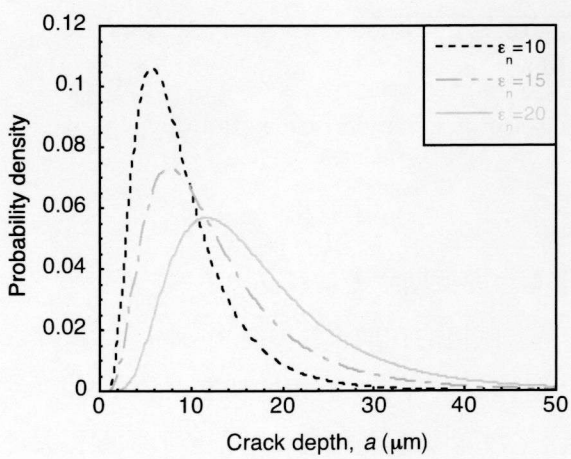



Fig. 5.16 Comparison of probabilistic density distributions calculated from crack length distributions obtained by SSRT.

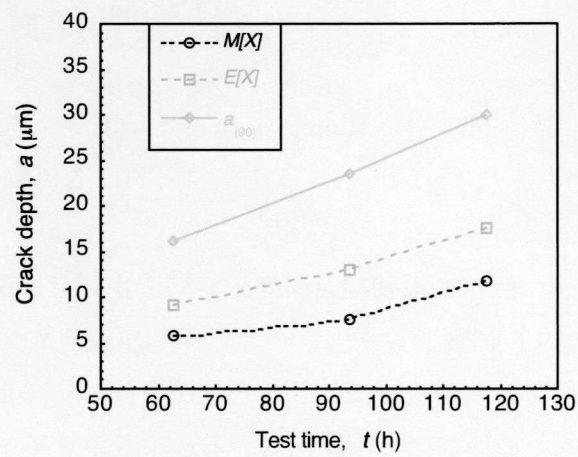



Fig. 5.17 SSRT testing time dependency of mode value and $a_{(90)}$ obtained by probabilistic density distributions for estimated crack depth.

の微小き裂の進展と捉えれば，この式はTGSCCにも適用可能であると考え，式（5.7）をSSRT試験により発生したTGSCCの進展速度評価への適用を試みた．Fig. 5.17に示した$M[X]$，$E[X]$および$a_{(90)}$に対する$V_0$および$q$を，Fig. 5.8に示した真応力履歴を用いて最小二乗法により算出した．その結果をTable 5.5に示す．得られた材料定数を基に，$\varepsilon_n = 0.20$の真応力履歴に対して，試験停止時の負荷応力にて保持した場合のき裂深さと時間の関係の計算結果を，Fig. 5.17に示したSSRT試験結果と比較してFig. 5.18に示す．計算結果は試験により得られた$M[X]$, $E[X]$および$a_{(90)}$と良く一致しており，式（5.7）および導出した定数を用いることにより，き裂深さを応力および時間の関数として推定することが可能であることを確認した．

Table 5.5　Material parameters in equation (5.8) for crack growth calculation.

| | $M[X]$ | $E[X]$ | $a_{(90)}$ |
|---|---|---|---|
| $V_0$ (μm/h) | $4.581 \times 10^{-2}$ | $1.206 \times 10^{-1}$ | $2.543 \times 10^{-1}$ |
| $q$ ($MPa^{-1}$) | $1.111 \times 10^{-3}$ | $3.151 \times 10^{-4}$ | $2.473 \times 10^{-6}$ |

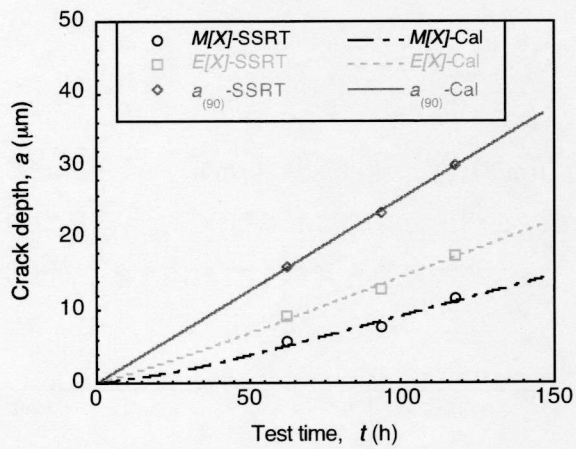



Fig. 5.18　Comparison of calculated crack depth based on equation (5.7) with Fig. 5.18.

### 5.5.4　巨視的な初期き裂発生時間およびき裂深さのばらつきに関する検討

SSRT試験により求めたき裂深さの確率密度分布を基に巨視的初期き裂の発生時間，および巨視的初期き裂発生時におけるき裂深さのばらつきに関する検討を行う．巨視的初期き裂に関しては，実機での検査により検出できる最小き裂サイズ[5.4]，およびき裂進展を評価するための試験における最小予き裂サイズ[5.5]を参考に，き裂深さが1 mmに達した時点を巨視的初期き裂の発生として扱うこととする．前項において，SCC発生過程におけるき裂深さの時間変化は応力，時間に依存することを示した．これは，試験体の負荷応力，および対応する応力が付与されている時間によりき裂深

さの確率密度分布が変化することを示している．したがって，巨視的な初期き裂の発生に関する検討を行うためには，この応力および時間に依存するき裂深さの確率密度分布を検討する必要がある．

式（5.7）を基に，き裂深さに対する確率密度分布により得られた最頻値 $M(x)$および標本平均値 $E(x)$の時間変化は以下の式（5.8）により表される．

$$\begin{aligned}\frac{dM(x)}{dt} &= V_0^M \exp\left(q^M \sigma\right) \\ \frac{dE(x)}{dt} &= V_0^E \exp\left(q^E \sigma\right)\end{aligned} \tag{5.8}$$

ここで，$V_0^M$，$q^M$，$V_0^E$，$q^E$ はそれぞれ Table 5.5 に示した $M[X]$および $E[X]$に対応する材料定数である．応力が時間に依存しないとして式（5.8）を時間で積分すると以下の式（5.9）が得られる．

$$\begin{aligned}M(x) &= V_0^M \exp\left(q^M \sigma\right)\cdot t \\ E(x) &= V_0^E \exp\left(q^E \sigma\right)\cdot t\end{aligned} \tag{5.9}$$

さらに，式（5.3）の平均値μ，分散 $s^2$は，式（5.9）を用いて以下の式（5.10）で表される．

$$\begin{aligned}M(x) &= V_0^M \exp\left(q^M \sigma\right)\cdot t = \exp\left(\mu - s^2\right) \\ E(x) &= V_0^E \exp\left(q^E \sigma\right)\cdot t = \exp\left(\mu + \frac{s^2}{2}\right)\end{aligned} \tag{5.10}$$

式（5.10）をμ，$s^2$ に関して連立方程式として解くことにより，応力および時間の関数としてμ，$s^2$ を表した以下の式（5.11）が得られる．

$$\begin{aligned}\mu &= -2.438 + 5.804\times10^{-4}\sigma + \ln t \\ s^2 &= 0.6453 - 5.304\times10^{-4}\sigma\end{aligned} \tag{5.11}$$

式（5.11）を用いて，応力および時間により変化するき裂深さの確率密度分布の算出を行った．一例として，負荷応力を 600 MPa とした場合の確率密度分布の時間変化を Fig. 5.19 に示す．時間とともにき裂深さの確率分布が扁平な分布に変化することが確認でき，これは，Fig. 5.16 に示したき裂深さ分布と同様の傾向を示している．このような時間および応力とともにき裂深さの確率分布が変化する場合の巨視的初期き裂の深さに対する確率密度分布を得るためには，まず，初期き裂発生

時間を求める必要がある．本検討では，標本平均 $E[X]$が初期き裂深さとした 1 mm に達する時間を初期き裂発生時間とした．式（5.11）を基に算出した，各応力に対応する初期き裂発生時間の関係を Fig. 5.20 に示す．応力を 1000 MPa とした場合の巨視的初期き裂発生時間はおよそ 6050 時間であり，応力を 0 MPa とした場合の巨視的初期き裂の発生時間はおよそ 8300 時間となり，初期き裂発生時間は応力とともに減少する結果が得られている．この巨視的初期き裂発生時間における，各応力に対応するき裂深さ分布を Fig. 5.21 に示す．き裂深さが 1.7 mm を超えるような領域において，応力が低い場合の方が高い確率密度を有する結果となっているが，これはき裂発生時間が各応力により異なることに起因している．すなわち，き裂発生時間が異なるものの，き裂深さの確率密度分布における最頻値や標本平均は応力の上昇とともに増加することが確認でき，対象とする応力により異なるき裂深さの確率密度分布を得ることが可能である．得られた結果に関して十分な検証はできてはいないが，加速試験の結果であることから，安全側の評価であると言える．以上のように，き裂深さの確率密度分布，およびその時間変化を基に，応力を関数とした巨視的初期き裂の発生時間および初期き裂発生時のき裂深さに関する確率密度分布を算出することが可能となった．

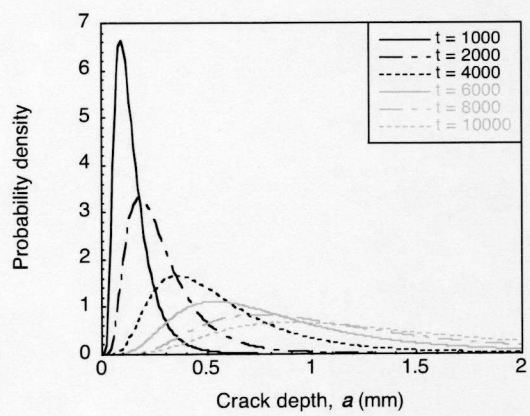



Fig. 5.19　Time dependency of probability density of crack depth in the case of stress is 600 MPa.

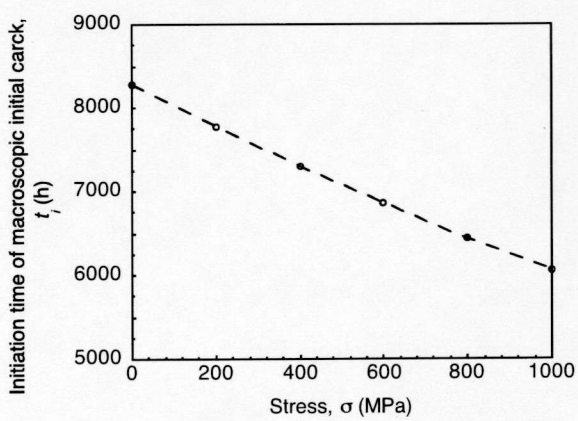



Fig. 5.20　Stress dependency of initiation time of macroscopic initial crack.

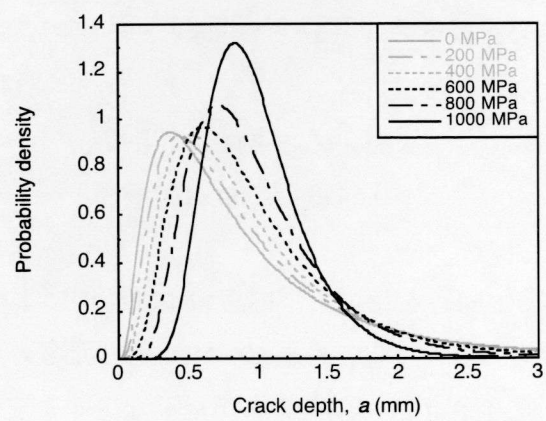



Fig. 5.21　Probability density distribution of crack depth in each initial crack initiation time.

## 5.6 結言

本章では，SCC が発生した構造物の寿命に大きな影響を及ぼす SCC の発生，微小き裂の進展および合体までの挙動を含む SCC 発生過程に対して，SCC 発生過程においては腐食現象や材料組織に起因して大きなばらつきを有することに着目し，SCC 発生に関する確率論的検討を行った．SCC 発生過程を評価する試験として，BWR 模擬環境下において SSRT 試験を行い，試験体の表面に発生した SCC を FE-SEM を用いて観察するとともに，き裂数およびき裂長さに関する統計的な評価を行い，き裂深さに対するき裂長さのアスペクト比を用いることにより，SCC 進展過程における初期き裂発生までの確率論的な評価を試みた．得られた主な結論を以下に示す．

(1) ひずみ速度を $4.6 \times 10^{-7}$ として BWR 模擬環境下において SSRT 試験を行った結果，試験体に付与する公称ひずみを 0.10, 0.15 および 0.20 としたどの条件においても微小な SCC が発生させることができたことを確認した．

(2) FE-SEM を用いて倍率を 300 倍として取得した画像に対して，発生した SCC のき裂数およびき裂長さのヒストグラムを作成した結果，公称ひずみが 0.15 までは付与するひずみの増加とともに発生する総き裂数は増加するが，公称ひずみが 0.20 の場合に発生した総き裂数が減少することを示した．これは微小き裂の合体によるものと考えられる．また，どの条件においても，き裂数とき裂長さの関係は対数正規分布に従うことを示した．

(3) き裂長さの確率密度分布より算出したき裂深さ分布から，最頻値 $M(x)$および標本平均値 $E(x)$ の時間変化，累積確率が 90%に達するき裂深さ $a_{(90)}$の時間変化を応力に依存する値として検討することにより，応力および時間を関数としたそれぞれの時間変化を見積もることが可能であることを示した．

(4) 最頻値 $M(x)$および標本平均値 $E(x)$の進展速度から応力および時間を関数とした平均値$\mu$，分散 $s^2$ を表す式を導出するとともに，応力および時間により変化するき裂深さの確率密度分布を得た．さらに，SCC 発生過程から SCC 進展過程に遷移する際の巨視的な初期き裂深さを 1 mm として，応力に依存する巨視的な初期き裂の発生時間，および初期き裂発生時の初期き裂深さの確率密度分布を導出した．

## 第 5 章の参考文献

5.1) R. N. Parkins, “Strain rate effects in stress corrosion cracking”, Corrosion, Vol. 46, No. 3 (1990), pp. 178-189.

5.2) 日本機械学会，“発電用原子力設備規格 維持規格（2008 年版）”，JSME S NA1 – 2008.

5.3) 明石正恒, 川本輝明, “高温純水中における鋭敏化ステンレス鋼の粒界応力腐食割れ成長挙動”, 防食技術，第 32 巻，第 1 号（1983），pp. 9-15.

5.4) 独立行政法人　原子力安全基盤機構, “容器貫通部狭隘部の非破壊検査技術実証に関する事業報告書”，(2009).

5.5) 中山元，榊原洋平，藤井朋之，島村佳伸，東郷敬一郎，“応力腐食割れ発生から進展過程を評価する試験法に対する破壊力学の寄与”，材料，第 59 巻，第 12 号（2010），pp. 890-899.

5.6) U. R. Evans, R. B. Mears and P. E. Queneau, “Corrosion Probability and Corrosion Velocity”, Engineering, Vol. 136 (1933), pp. 689.

5.7) 柴田俊夫，古崎圭三，中田淳二，“304 ステンレス鋼の応力腐食割れ破断寿命における割れ発生と伝播時間の確率分布”，防食技術，第 33 巻，第 4 号（1984），pp. 223-231.

5.8) 菊池英二，大中紀之，湊昭，“各種オーステナイト系ステンレス鋼の高温水応力腐食割れに対する環境強度の統計的評価”，防食技術，第 33 巻，第 10 号（1984），pp. 566-572.

5.9) 明石正恒，見城孝雄，松倉伸二，川本輝明，“高温純水中における鋭敏化 304 ステンレス鋼の粒界応力腐食割れ寿命の確率分布”，防食技術，第 33 巻，第 11 号（1984），pp. 628-634.

5.10) 明石正恒，大友暁，“高温高純度環境における鋭敏化ステンレス合金の粒界応力腐食割れ寿命改善度評価”，材料，第 36 巻，第 400 号（1987），pp. 59-64.

5.11) G. S. Holman, “Probability of crack-induced failure in BWR Recirculation piping”, Nuclear Engineering and Design, Vol. 113 (1989), pp. 369-383.

5.12) T. Haruna and T. Shibata, “Initiation and growth of stress corrosion cracks in type 316L stainless steel during slow strain rate testing”, Corrosion, Vol. 50, No. 10 (1994), pp. 785-791.

5.13) J. Katsuyama, M. Udagawa, H. Nishikawa, M. Nakamura and K. Onizawa, “Evaluation of Weld Residual Stress near the Cladding and J-weld in Reactor Pressure Vessel Head for the assessment of PWSCC Behavior”, E-Journal of Advanced Maintenance Vol.2, pp. 50-64 (2010).

5.14) 宇田川誠，勝山仁哉，鬼沢邦雄，“原子炉圧力容器上蓋貫通部の PWSCC に関する破損確率解析”，日本原子力学会 2011 年秋の大会予稿集，L18，（2011）.

5.15) Nuclear Energy Agency, Committee on the Safety of Nuclear Installations, “EC-JRC/OECD-NEA Benchmark Study on Risk Informed In Service Inspection Methodologies (RISMET)”, CSNI Integrity and Ageing Working Group (IAGE), (2010).

5.16) 小若正倫，“金属の腐食損傷と防食技術”，アグネ（1983）.

5.17) 山中和夫，“規格化された腐食試験法の由来と課題　3. ステンレス鋼の SCC 試験法”，材料，第 45 巻，第 10 号（1996），pp. 1157-1163.

5.18) ASTM G39-99: 2011, “Standard practice for preparation and use of bent-beam stress-corrosion test specimen”, (2011).

5.19) ASTM G38-73: 1995, "Standard practice for making and using C-ring stress-corrosion test specimens", (1995).

5.20) ASTM G30-97: 2009, "Standard practice for making and using U-bend stress corrosion test specimens", (2009).

5.21) J. A. Beavers and G. H. Koch, "Limitation of the slow strain rate test for stress corrosion cracking testing", Corrosion, Vol. 48, No. 3 (1992), pp. 256-264.

5.22) A. McMinn, "Stress corrosion of high-chromium nickel-base weld metals and AISI 316 nuclear grade stainless steel in simulated boiling water reactor environments", Corrosion, Vol. 42, No. 11 (1986), pp. 682-688.

5.23) N. Saito, T. Tsuchiya, F. Kano and N. Tanaka, "Variation of slow strain rate test fracture mode of type 304L stainless steel in 288°C water", Corrosion, Vol. 56, No. 1 (2000), pp. 57-69.

5.24) I. Hamada and K. Yamaguchi, "Intergranular stress corrosion cracking behavior of types 308 and 316 stainless steel weld metals in simulated boiling water reactor environment", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 33, No. 9 (2002), pp. 2907-2919.

5.25) 谷純一，加藤俊二，"ステンレス鋼の高温水中 SSRT 試験における SCC き裂の直接観察"，材料と環境，第 50 巻，第 7 号（2001），pp. 334-338.

5.26) Y. Tsuchiya, F. Kano, N. Saito, A. Shioiri, S. Kasahara, K. Moriya and H. Takahashi, "SCC irradiation properties of metals under supercritical-water cooled power reactor conditions", International Conference on Global Environment and Advanced Nuclear Power Plants (GENES4/ANP2003), Paper 1096, September 15-19 (2003), Kyoto, Japan.

5.27) 神崎学，竹田貴代子，工藤赳夫，"SSRT による非鋭敏化ステンレス鋼の高温水中 SCC き裂進展挙動の評価"，材料と環境，第 56 巻，第 6 号（2007），pp. 259-264.

5.28) T. Saito, H. Masaki, F. A. Mulhlis, H. Tsuchiya and S. Fujimoto, "Crystallographic characterization of stress corrosion cracking initiation on type316L stainless steel in high temperature and high pressure water", Journal of Physics: Conference Series Vol. 165, No. 1 (2009), 012009.

5.29) M. Tsubota, Y. Kanazawa, H. Inoue, "Effect of cold work on the SCC susceptibility of austenitic stainless steels", Proceedings of 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems -Water Reactors-, Vol. 1 (1995), pp. 519-527.

5.30) 石山宜寿，黛 正己，水谷義弘，谷 純一，"316 系ステンレス鋼の高温高圧純水中応力腐食割れに及ぼす機械加工および熱処理の影響"，日本金属学会誌，第 69 巻，第 12 号（2005），pp. 1049-1052.

5.31) 大中健太郎，黛正己，水谷義弘，谷純一，"溶体化 316 系ステンレス鋼の高温水中応力腐食割れ感受性に対する加工方向の影響"，日本金属学会誌，第 71 巻，第 2 号（2007），pp. 291-294.

5.32) 矢川元基，"破壊力学　理論・解析から工学的応用まで"，培風館（1988）.

5.33) R. N. Parkins, "Factors influencing stress corrosion crack growth kinetics", Corrosion, Vol. 43, No. 3 (1987), pp. 130-139.

5.34) 原田耕介，二宮保，"信頼性工学"，養賢堂，(1977).

5.35) N. Ishiyama, M. Mayuzumi, Y. Mizutani, and J. Tani, "Stress corrosion cracking of type 316L stainless steels in high temperature water", Proceedings of the 12th International Conference on Environmental degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors - (2005), pp. 57-64.

5.36) M. Tsubota, Y. Katayama and Y. Saito, "Stress corrosion crack growth behavior of cold worked austenitic stainless steel in high temperature water", Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors – (2005), pp. 109-115.

5.37) 時政勝行，"粒界腐食速度の応力依存性を仮定した環境助長割れ解析"，住友金属，第 48 巻，第 3 号 (1996)，pp. 4-10.

# 第６章　配管の施工過程により発生する残留応力分布を用いたき裂進展解析による寿命評価に関する検討

## 6.1　緒言

本研究では，BWR の SUS316L 鋼製の PLR 配管に顕在化している SCC の発生及び進展に対して，残留応力分布が及ぼす影響を検討することを目的として研究を進めてきた．第 2, 3 章においては，配管に存在する残留応力を詳細に把握することを目的として，表面機械加工により発生する残留応力分布，また，配管の溶接接合過程である表面機械加工後に溶接を行った場合の残留応力分布に関する実験的な検討を行った．その結果，表面機械加工後に溶接を行った場合の残留応力分布は溶接熱影響部近傍において 900 MPa 程度の極大残留応力を示し，この極大残留応力値は表面機械加工のみ，あるいは溶接のみを施した場合に生じる残留応力値よりも高い値であることを示した．第 4 章では，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動に関して，溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶に起因して生じる硬さ変化を加算則として適用した数値解析を行うことにより，残留応力分布の変化挙動を評価可能であることを示した．さらに，極大残留応力は溶接時の残留応力生成機構により発生することも示した．第 5 章では，SCC 発生過程に対する確率論的な検討を目的として BWR 模擬環境下において負荷ひずみを変化させた条件において SSRT 試験を行い，試験体表面に発生した SCC に対して確率論的な検討を行うことにより巨視的な初期き裂の発生時間を求めた．

ここで，第 1 章において示したように，実機プラントに顕在化している SCC は，表面加工層を有する表面において TGSCC として発生し，IGSCC として進展することが確認されている．第 5 章において求めた巨視的な初期き裂は，実機における TGSCC から IGSCC に遷移する際の境界にほぼ対応するため，この境界以降の SCC 進展に対しては IGSCC として進展することを考慮に入れた検討が必要となる．我が国における原子力発電プラントの SCC 進展過程に関しては，日本機械学会維持規格[6.1]に代表されるき裂進展解析によりその評価が可能となっている．維持規格におけるき裂の駆動力として最も重要なものが残留応力分布であり，維持規格を適用したき裂進展解析を行うためには，対象構造物に存在する残留応力分布を求める必要がある．この際に考慮される残留応力分布として，配管溶接により発生する残留応力分布が用いられている場合が多く存在する[6.2-6.6]．しかしながら，第 3 章でも述べたように，配管の溶接接合過程を考えた場合には，内径合わせおよび内表面仕上げを目的とした表面機械加工が施された後に突合せ溶接が施され，残留応力は表面機械加工，突合せ溶接，どちらの施工においても発生する．したがって，より詳細な残留応力分布を把握するためには，表面機械加工後に突合せ溶接が施されるといった施工過程を考慮する必要がある．

本章においては，第 4 章で構築した施工過程を考慮することが可能な数値解析手法を配管の溶接接合過程に適用することにより，配管の施工過程により発生する残留応力分布の詳細な把握を試みるとともに，得られた残留応力分布，および第 5 章において得られた初期き裂の発生時間を用いて

き裂進展解析を行うことにより，SCC の発生過程から進展過程までを考慮した配管の寿命に及ぼす残留応力分布の影響を検討することを目的とする．

## 6.2 SCC を有する構造物に対するき裂進展解析を用いた寿命評価法

### 6.2.1 日本機械学会維持規格に基づくき裂進展評価

配管内表面に SCC が見つかった場合に行われる維持規格に基づく健全性評価では，検査により欠陥寸法をサイジングした後，そのき裂を包絡する半楕円形状のき裂に置き換え，溶接施工により生じる残留応力分布を考慮して，き裂の評価点における応力拡大係数を影響関数法により算出する，いわゆる決定論的なき裂進展解析が行われる．ここで，影響関数法とは，様々な配管形状，き裂深さ，き裂形状などに対して，き裂の評価点における応力拡大係数 ($K$ 値)を算出するためのデータベースが整備された簡易的な評価が可能な手法である．例として，Fig. 6.1 に，本研究で考慮した配管内表面に半楕円き裂が存在する際のき裂の定義と評価点 (ここでは最深点と表面点) を示す．この手法では，残留応力が存在するような場合に対応したデータベースが整備されており [6.7-6.10]，重ね合わせの原理を適用することにより複雑な残留応力分布がある場合の $K$ 値をも算出することが可能である．配管に存在する任意の板厚内の残留応力分布に対応するため，以下の 4 次多項式(6.1) ~ (6.3) で残留応力分布をフィッティングして $K$ 値を算出する．

$$K = \left[A_0 G_0 + A_1 G_1 + A_2 G_2 + A_3 G_3 + A_4 G_4\right]\sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \tag{6.1}$$

$$\sigma = A_0 + A_1 \frac{x}{a} + A_1 \left(\frac{x}{a}\right)^2 + A_3 \left(\frac{x}{a}\right)^3 + A_4 \left(\frac{x}{a}\right)^4 \tag{6.2}$$

$$Q = 1 + 4.593 \left(\frac{a}{l}\right)^{1.62} \tag{6.3}$$

ここで，$a$ : き裂深さ (mm)，$l$ : き裂長さ (mm)，$x$ : 内表面からき裂先端までの距離 ($0 \le x/a \le 1$)，$\sigma$ : 残留応力分布 (MPa)，$G_n$ : 影響係数である．この $K$ 値算出式を用いることにより板厚内の残留応力分布を表現することが可能であるので，溶接や機械加工などの様々な条件や施工過程を考慮して，残留応力分布がき裂の進展に及ぼす影響を評価することが可能である．

本研究では，前述のとおり，検査により欠陥寸法をサイジングした後，安全側にその欠陥を包絡する半楕円形状のき裂に置き換えることによって，Fig. 6.1 に示すような配管内表面に半楕円き裂が存在する場合を対象としている．このき裂は，き裂最深点は深さ方向へ，き裂表面点は周方向へそれぞれ進展していく．この際のき裂進展速度は $K$ 値に依存し，本研究の対象鋼材である低炭素オ

ーステナイト系ステンレス鋼、通常炉内水質環境下における $K$ 値とき裂進展速度の関係は Fig. 6.2 で表されるような関係を有する．$K$ 値が 6.7（MPa・$m^{0.5}$）以下の場合においても一定のき裂進展速度が規定されているのは，この解析が維持規格として定められたものであり，き裂の進展量を安全側に評価するためである．さらに，プラント稼働に伴い，配管に付与される内圧等も式（6.2）の $A_0$ に膜応力として与えることにより考慮することが可能である．

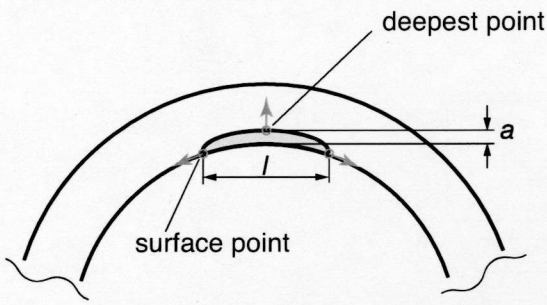



Fig. 6.1　Shape and modeling of initial crack in pipe for crack growth analysis.

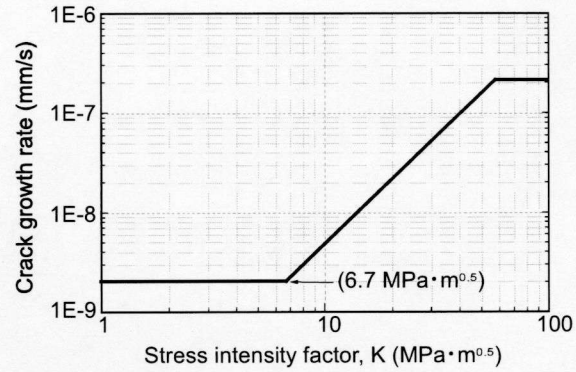



Fig. 6.2　Relationship between crack growth rate and stress intensity factor for SUS316L.

### 6.2.2　PASCAL シリーズについて

PASCAL シリーズとは，軽水炉機器の経年劣化を考慮した構造健全性評価に関する研究の一環として独立行政法人日本原子力研究開発機構により開発が進められている確率論的破壊力学解析コード（PFM Analysis of Structural Components in Aging LWR）の略称であり，安全上重要な圧力バウンダリ機器の内，原子炉圧力容器や再循環系配管の破損確率などをモンテカルロ法に基づく確率論な評価を行う解析コードである．これまでに原子炉圧力容器 (PASCAL)[6.11-6.13]，き裂を有するオーステナイト系ステンレス鋼溶接部 (PASCAL-SP)[6.14,6.15]，減肉を有する炭素鋼配管 (PASCAL-EC)[6.16] を対象とした PFM 解析コードなどが開発されている．本検討では，溶接残留応力を考慮できるとともに，表面機械加工を施した表面より発生する SCC の発生確率を考慮可能な PASCAL-NP を用いて検討を行うこととした．PASCAL-NP は従来，加圧水型原子炉上蓋貫通溶接部において顕在化した PWSCC や，沸騰水型原子炉セーフエンド部などで顕在化した NiSCC などの評価に対応するため，複雑形状 Ni 基合金異材溶接部を対象として開発が進められている PFM 解析コードである[6.17, 6.18]．PASCAL-NP では，維持規格等の決定論的な評価法では扱うことが困難であった初期き裂の発生挙動やそのばらつき，材料強度，残留応力分布およびき裂進展速度などのばらつきを考慮することができ，SCC の発生および進展の解析を通じて，漏洩および破断に至る確率を破損確率として評価することが可能である．

PASCAL-NP における破損確率を評価する際のフローチャートを Fig. 6.3 に示す．まず，解析開

始とともに SCC 発生時間，初期き裂のサイズ，残留応力分布およびき裂進展速度などの確率変数に関するサンプリングを行う．このサンプリングはモンテカルロ法に基づき乱数を発生させることにより行われる．このサンプリングの結果を基に，発生した初期き裂の進展を評価する．き裂進展は，前項で示した決定論に基づく解析で評価される．影響関数法は計算速度が速いため，PFM に適した評価方法である．PASCAL ではこの評価を任意のサンプリング数に対して繰返し行うことにより，漏洩や破断等の破損確率の評価を行う．

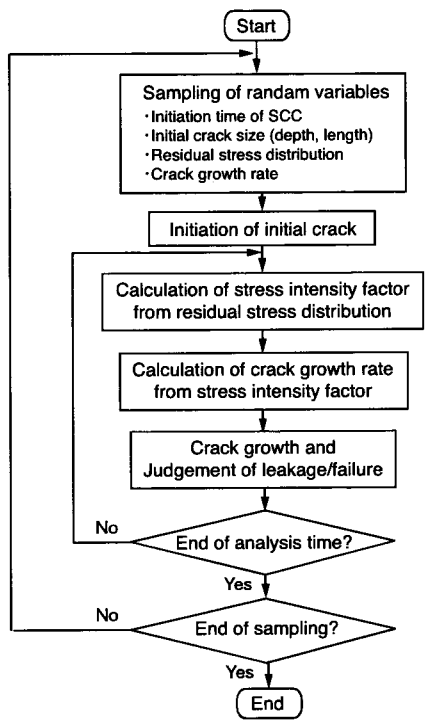



Fig. 6.3 Flow chart of crack growth analysis in PASCAL for evaluation of leakage and/or failure probability.

本検討では，PASCAL-NP[6.17]を SUS316L 鋼製の 600A PLR 配管に顕在化した SCC に適用するとともに，種々の施工条件により発生する残留応力分布を対象に解析を行うことにより，SCC が存在する構造物の寿命に及ぼす残留応力分布の影響に関する検討を行う．

## 6.3 配管の溶接接合過程を対象とした残留応力分布の数値解析

### 6.3.1 数値解析モデル

前節において示した寿命評価を行うことを目的としたき裂進展解析では，き裂の駆動力として対象構造物に存在する残留応力分布が用いられている．そのため，寿命評価を行うためには残留応力

分布を把握する必要があるため，本検討ではBWRのPLR配管を対象とし，配管の突合せ溶接により発生する残留応力分布の把握を行った．数値解析はこれまでと同様，汎用有限解析ソフトウェアABAQUS ver. 6.9を用い，熱弾塑性解析を行った．数値解析に用いたモデルをFig. 6.4に示す．実機プラントにおいては，溶接施工上の信頼性向上などを目的として，狭開先とした突合せ溶接[6.19]も施されることから，通常開先，狭開先，両方のモデルに対して数値解析を行った．Fig. 6.4に示すように，通常開先における溶接パスは，11層33パスであり，狭開先の場合は，10層15パスである．また，両方のモデルにおいて，表面機械加工により導入される硬さ分布および残留応力分布に対応可能な程度に表面近傍には細かい要素を用いた．数値解析モデルは，外径600 mm，板厚を39 mm，全長を600 mmとした600A配管であり，数値解析は対称性を考慮した軸対称モデルとした．

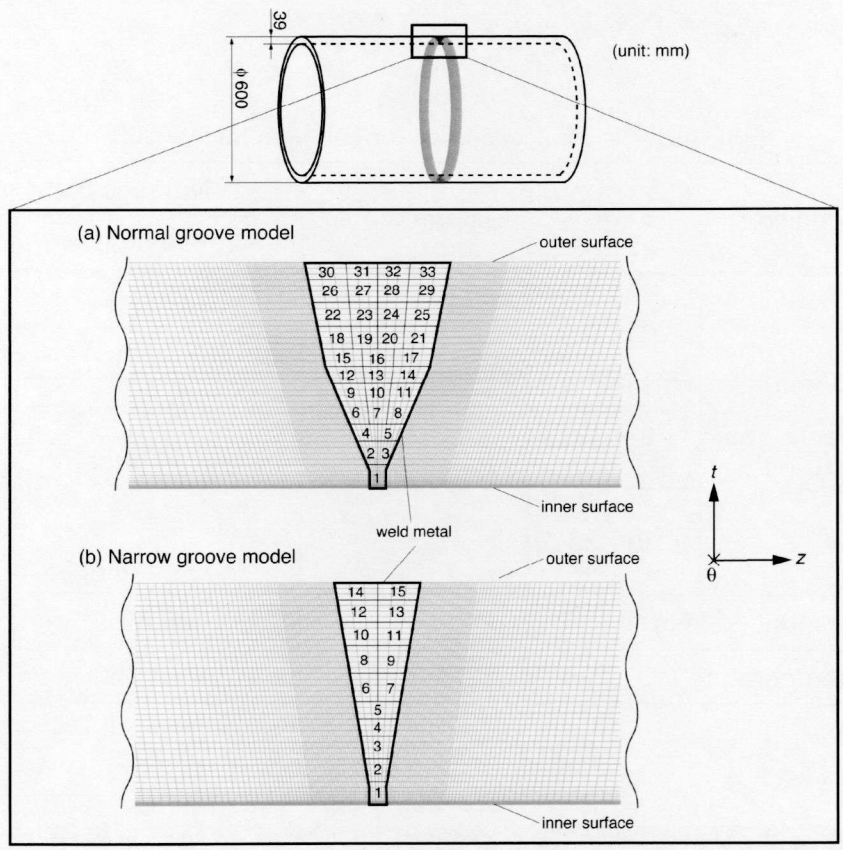



Fig. 6.4　Analytical model for butt-welding for normal and narrow groove.

### 6.3.2　数値解析条件

第4章において行った残留応力変化挙動の数値解析と同様に，式（4.2），式（4.6）を用いた加算則を適用することにより，配管の溶接接合過程に伴う残留応力変化挙動を考慮した．この際の機械加工条件は，配管の内径合わせおよび表面仕上げ時に施される条件[6.20]を参考として，切削速度を45m/minおよび100 m/minとし，送りおよび切込みは，それぞれ0.1 mm/rev，0.1 mmとした．すな

わち，対象とする機械加工条件において発生する，Fig. 2.27 および Fig. 4.10 に示した残留応力および硬さの深さ分布を，初期応力および初期硬さ分布として数値解析モデルの内表面に導入した．この際，Fig. 2.27 における $x$ 方向が配管における周方向，$y$ 方向が軸方向に対応する．同様に，解析条件に対する名称を，溶接のみの条件 W，切削速度を 45 m/min とした表面機械加工後の溶接の条件 M(45)+W，切削速度を 100 m/min とした表面機械加工後の溶接の条件 M(100)+W としている．また，数値解析に使用した材料特性は Fig. 4.7 に示した温度依存性を考慮した SUS316L 鋼の特性を用いた．通常開先モデルを用いた数値解析における溶接パス数は 33 パス，狭開先モデルを用いた数値解析における溶接パス数は 15 パスであり，それぞれの溶接パスにおける溶接条件は，内表面から 8 mm までを 2.0 kJ/mm 以下，8 - 19 mm までを 2.5 kJ/mm 以下，19 - 39 mm までを 3.5 kJ/mm 以下[6.21]を目処に，通常開先モデルおよび狭開先モデルに対して Table 6.1 に示した溶接入熱条件とした．また多層溶接時のパス間温度は 150°C 以下とした．

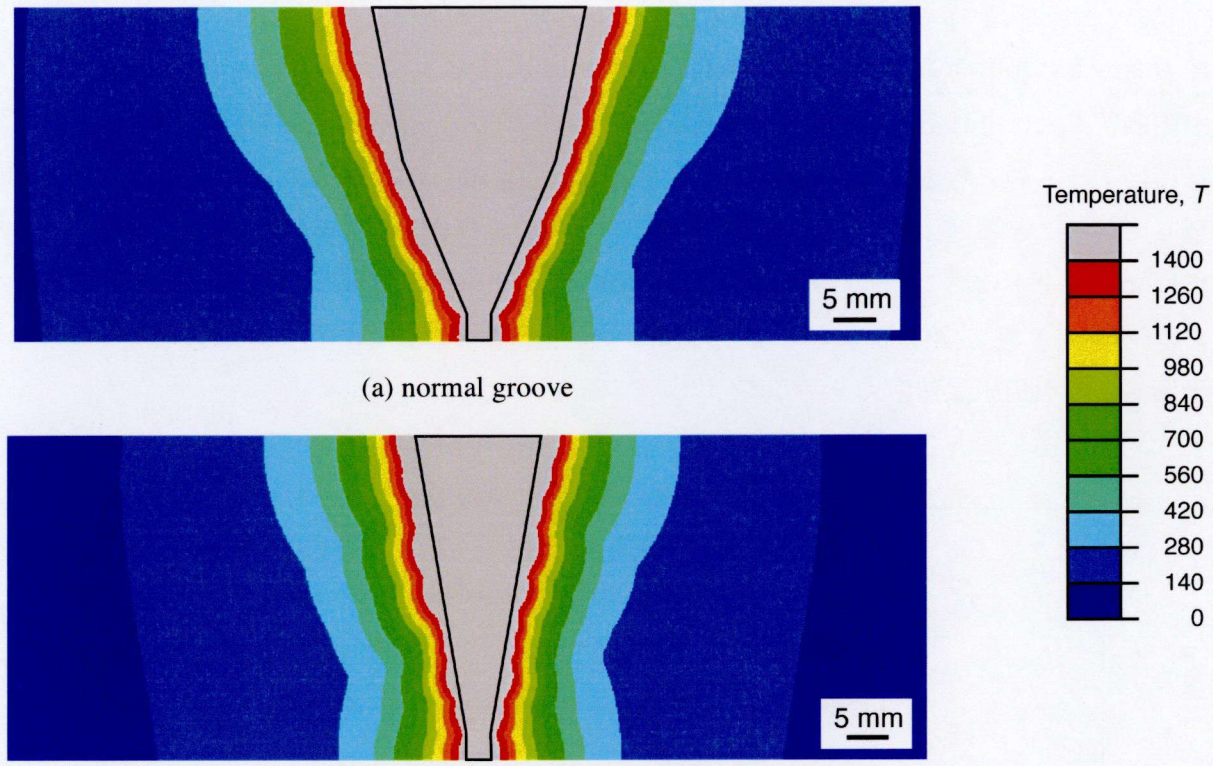
Table 6.1　Welding condition for butt-welding of 600A pipe.

| Condition | | Experiment[6.21] | Numerical analysis (Average) | |
|---|---|---|---|---|
| | | | Normal groove | Narrow groove |
| Heat input (kJ/mm) (Classification: Depth from inner surface) | 0 – 8 | ≤ 2.0 | 0.83 (1 - 3 pass) | 1.02 (1 - 2 pass) |
| | 8 – 19 | ≤ 2.5 | 0.96 (4 - 14 pass) | 1.19 (3 - 7 pass) |
| | 19 - 39 | ≤ 3.5 | 1.41 (15 - 33 pass) | 1.43 (8 - 15 pass) |
| Total heat input (kJ/mm) | | — | 39.89 | 19.43 |
| Interpass temperature (°C) | | ≤ 150 | | |

## 6.4　配管の溶接接合過程により発生する残留応力分布の数値解析結果

### 6.4.1　熱伝導解析により得られた溶込み形状の数値解析結果

600A 配管を対象とした熱伝導解析により得られた最高到達温度分布の数値解析結果を Fig. 6.5 に示す．ここで，図中における黒い枠線は Fig. 6.4 に示した各数値解析モデルにおける溶接金属部を示している．通常開先モデルおよび狭開先モデルどちらのモデルを対象として行った数値解析においても，開先から 2 ~ 3 mm 前後の溶込みが得られており，現実的かつ十分な溶接入熱が与えられていると考えられる．したがって，この熱伝導解析結果を基に弾塑性解析を行うことにより，残留応力分布に関する検討を行った．




(a) normal groove

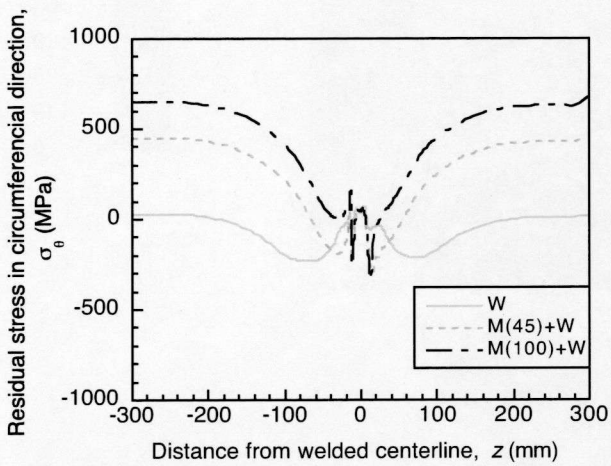
(b) narrow groove

Fig. 6.5　Analytical results of maximum temperature distribution for normal and narrow groove.

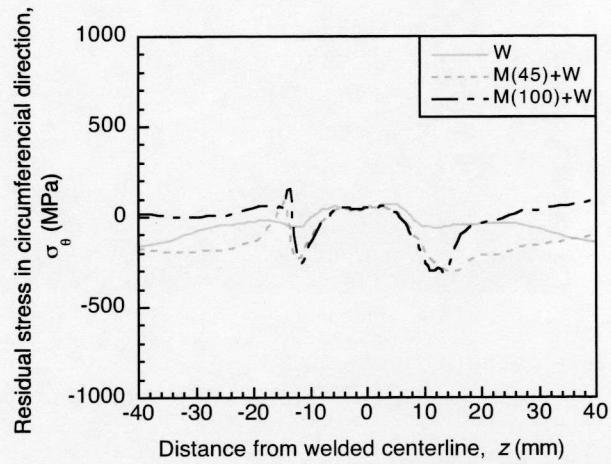
### 6.4.2　通常開先モデルにおける残留応力分布の数値解析結果

通常開先モデルを用いて数値解析を行った，配管内表面および外表面における残留応力分布の数値解析結果を，それぞれ Fig. 6.6，Fig. 6.7 に示す．これらの図においては，$z = 0$ を溶接中心としており，以降の図においても同様に示す．W の条件において発生した内表面での周方向残留応力は，中央に位置する溶接部において 100 MPa 以下のわずかな引張残留応力を示すが，溶接中心からの距離とともに減少ことにより圧縮残留応力に変化し，およそ $z = \pm 50$ mm 付近において-200 MPa の圧縮残留応力を示している．内表面における軸方向残留応力に関しては，溶接中心近傍にて 400 MPa 近い引張残留応力を示しており，$z = \pm 100$ mm 付近において-300 MPa の圧縮残留応力を示した後，端部において 0 MPa に収束するような分布を示している．M(45)+W の条件において発生した残留応力は，周方向および軸方向ともに，中央部付近では W の条件により発生する残留応力と同等の値を示すが，配管の右側（$z > 0$）では $z = 10$ mm 付近において急激に残留応力が低下し，周方向ではおよそ-300 MPa，軸方向では-500 MPa 程度の圧縮残留応力を示した．また，配管の左側（$z < 0$）における残留応力は，z = -12 mm 近傍において，周方向及び軸方向それぞれ，-200, -300 MPa 程度の圧縮残留応力を示した後に急激に上昇し，周方向では 100 MPa 程度，軸方向では 500 MPa 程度の

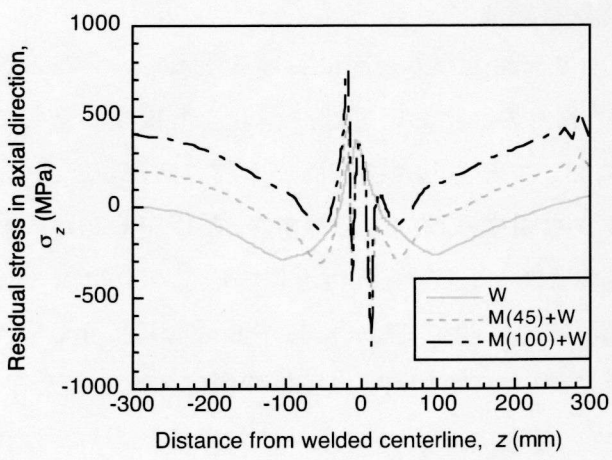
引張残留応力を示している．その後は初期応力値である 200 MPa 程度に収束する結果を示した．M(100)+W の条件は M(45)+W と同様の残留応力を示すが，およそ $z$ = 12 mm における圧縮残留応力は周方向および軸方向それぞれ，-300 MPa，-800 MPa 程度を示し，$z$ = -15 mm 近傍において発生する引張残留応力はそれぞれ 200 MPa，800 MPa を示している．この左右非対称な残留応力分布は溶接順序によるものと考えられ，Fig. 6.4 に示すように，最終パスが中央より右側（$z$ > 0）の領域に位置していることに起因する．一方，外表面では，内表面に考慮した表面機械加工の影響は一切生じていないことが確認でき，周方向では溶接部にいて 400 ~ 500 MPa 程度の引張残留応力が発生しており，軸方向では，溶接部において-300 MPa 程度の圧縮残留応力，溶接部近傍において 200 MPa を上回るような引張残留応力を示している．



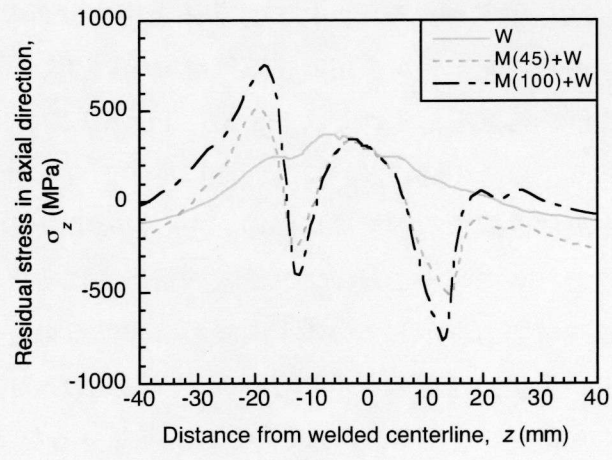

(a) in circumferential direction – whole region




(b) in circumferential direction – near welded region

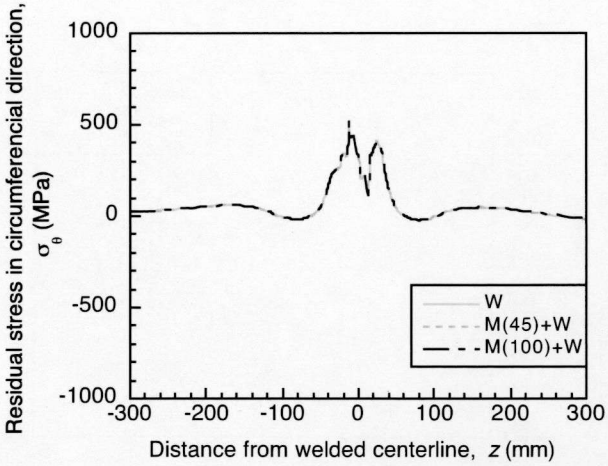



(c) in axial direction – whole region

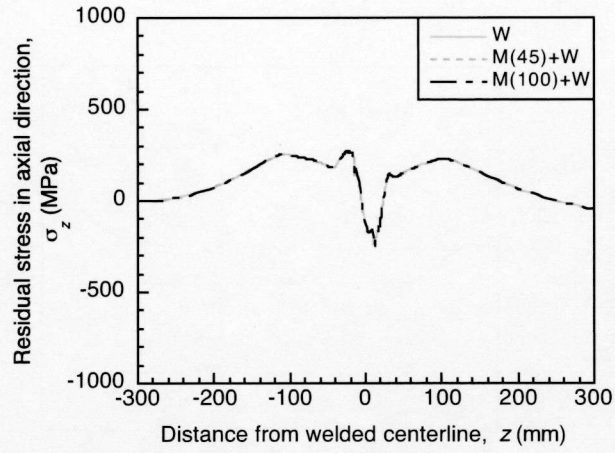



(d) in axial direction – near welded region

Fig. 6.6　Residual stress distributions after each manufacturing processes at inner surface of piping in normal groove model.




(a) in circumferential direction



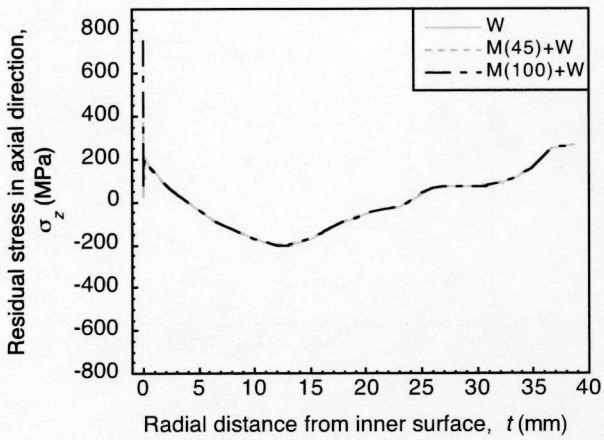

(b) in axial direction

Fig. 6.7 Residual stress distributions after each manufacturing processes at outer surface of piping in normal groove model.

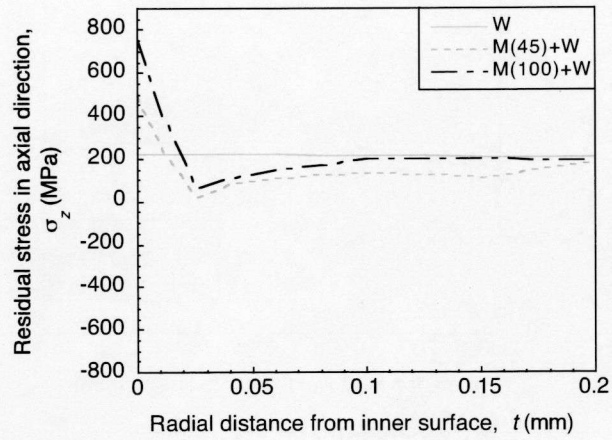
本検討の対象である，Fig. 6.1 に示したような配管の円周方向に発生したき裂に対しては軸方向の残留応力が重要な因子となる．さらに，き裂の進展を考えた場合には軸方向残留応力の板厚方向分布が重要であることから，内表面における残留応力分布において，表面機械加工の影響を考慮した解析結果において極大引張残留応力を示した $z$ = -18 mm，溶接中心である $z$ = 0 mm，極大圧縮残留応力を示した $z$ = 12 mm の位置における，軸方向残留応力の板厚分布を Fig. 6.8 に示す．$z$ = 18 mm の位置での W の条件では，内表面および外表面において引張残留応力を示すものの，板厚内部では圧縮残留応力を示している．一方，M(45)+W および M(100)+W の条件では，極表層においてのみ W の条件において発生した残留応力よりも高い引張残留応力を示すが，その後は W の条件において発生した残留応力と同様の分布を示している．$z$ = 0 の位置では，表面機械加工の影響はみられず，どの条件においても内表面から外表面にかけて残留応力は引張，圧縮，引張，圧縮といった分布を示している．$z$ = 12 の位置においては，表面機械加工を考慮した条件において内表面近傍に圧縮残留応力が発生しているものの，内表面近傍以外では $z$ = 0 における残留応力分布同様の分布形態である，引張，圧縮，引張，圧縮といった残留応力の板厚分布を示している．

### 6.4.3 狭開先モデルにおける残留応力分布の数値解析結果

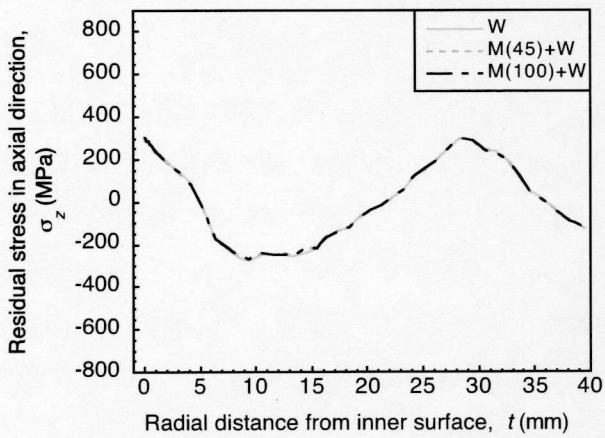
狭開先モデルを用いて数値解析を行った，配管内表面および外表面における残留応力分布の数値解析結果をそれぞれ Fig. 6.9，Fig. 6.10 に示す．狭開先モデルを用いて数値解析を行った結果は通常開先の場合とは異なり，周方向および軸方向ともに，比較的左右対称な残留応力分布が得られている．狭開先モデルを用いた場合も同様に，W とした条件では，周方向および軸方向の残留応力は溶接金属近傍において引張残留応力を示し，引張残留応力の外側である $z$ = ± 50 mm 付近において圧



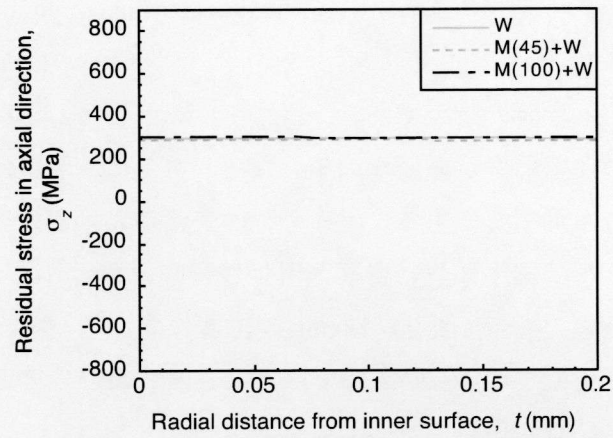

(a) $z$ = -18 mm – through thickness



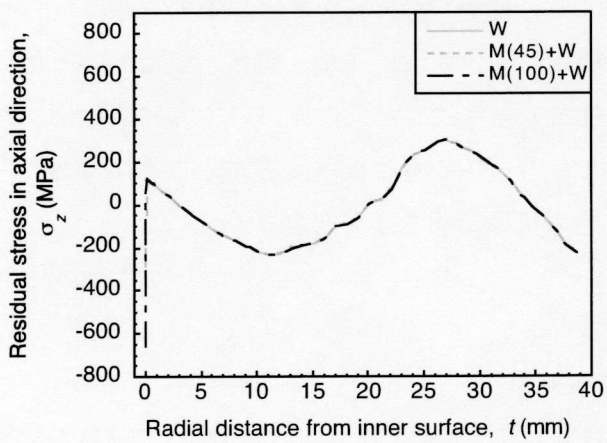

(b) $z$ = -18 mm – near surface



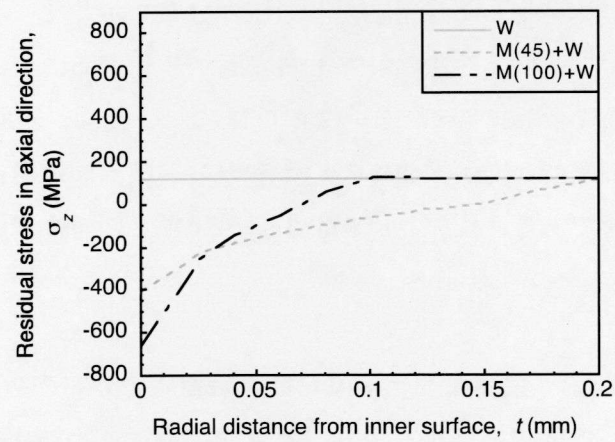

(c) $z$ = 0 mm – through thickness




(d) $z$ = 0 mm – near surface



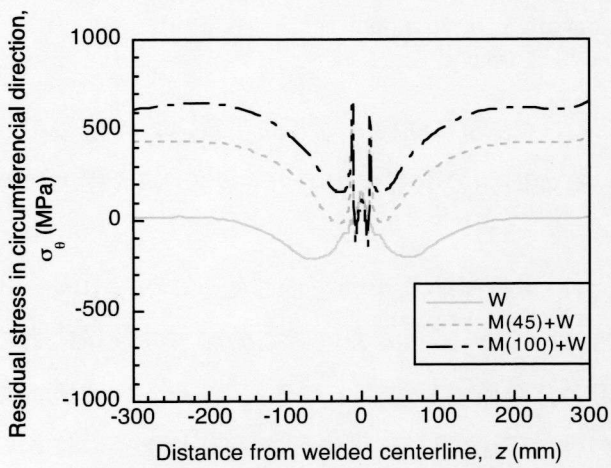

(e) $z$ = 12 mm – through thickness



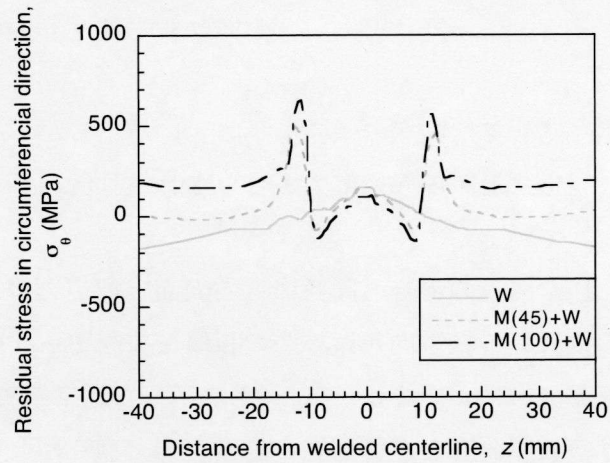

(f) $z$ = 12 mm – near surface

Fig. 6.8 Through thickness distribution of axial residual stress at $z$ = -18, 0, 12 mm from welding centerline in normal groove model.

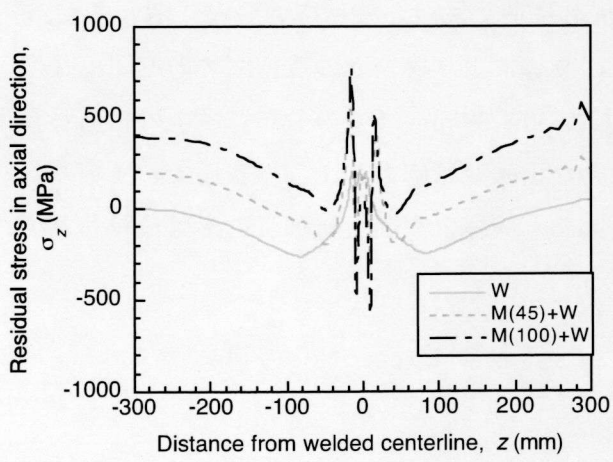
縮残留応力を形成する分布を示している．また，軸方向における溶接金属近傍の残留応力は，通常開先モデルと比較して，およそ 200 MPa 程度の低減効果が見られる．表面機械加工の影響を考慮した M(45)+W および M(100)+W においては，通常開先モデルを用いた場合と同様に，周方向においては $z$ = ±14 mm 付近において，また，軸方向においては，$z$ = ±16 mm 付近において極大引張残留応力が発生している．しかしながら，この極大引張残留応力に関しては狭開先モデルによる低減効果は見られず，周方向残留応力に関して，M(45)+W とした条件においてはおよそ 500 MPa，M(100)+W とした条件においてはおよそ 600 MPa，また，軸方向残留応力に関して，M(45)+W とした条件ではおよそ 500 MPa，M(100)+W とした条件ではおよそ 800 MPa と，通常開先モデルを用いた場合と比較して残留応力が同等もしくは高い値を示す結果となった．外表面では，通常開先モデルに対して数値解析を行った場合と同様，周方向の溶接部において引張残留応力が，軸方向の溶接金属において圧縮残留応力，溶接部近傍において引張残留応力が発生しており，残留応力の分布形



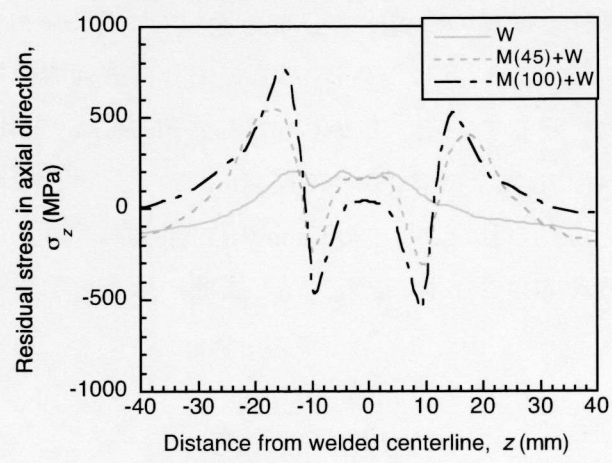

(a) in circumferential direction – whole region




(b) in circumferential direction – near welded region

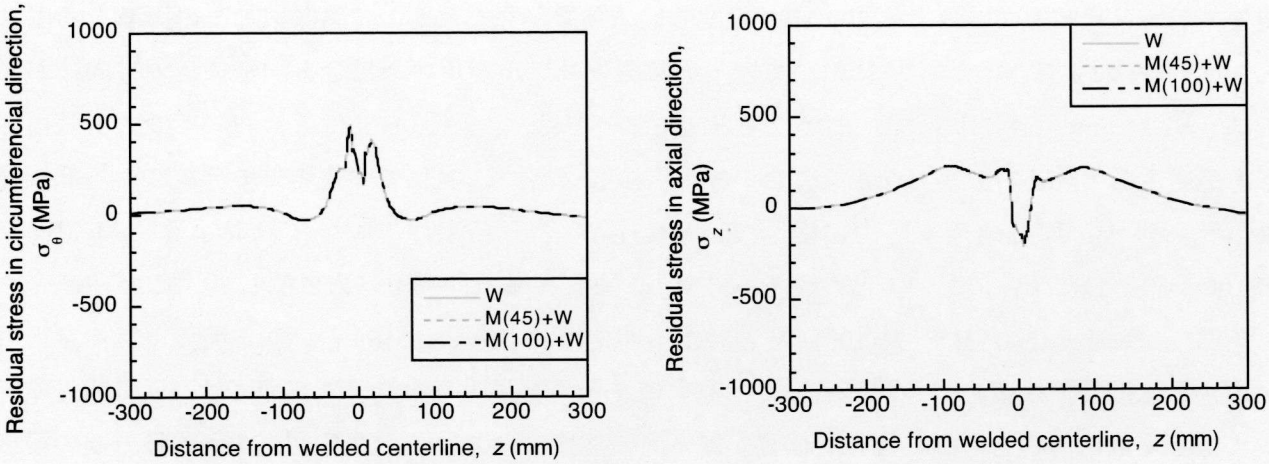



(c) in axial direction – whole region




(d) in axial direction – near welded region

Fig. 6.9 Residual stress distributions after each manufacturing processes at inner surface of piping in narrow groove model.

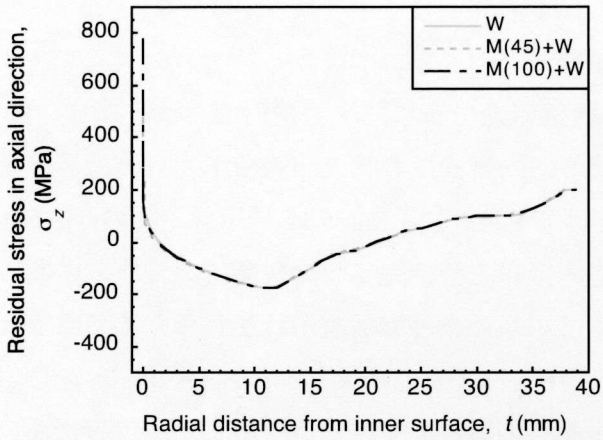



(a) in circumferential direction　　(b) in axial direction

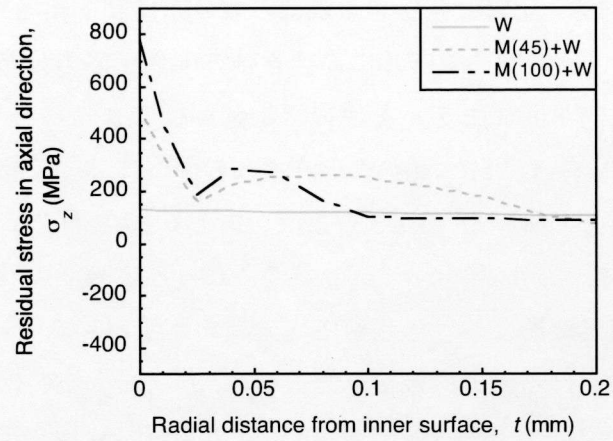
Fig. 6.10　Residual stress distributions after each manufacturing processes at outer surface of piping in narrow groove model.

態に関しては同様の傾向を示している．しかしながら，内表面と同様，軸方向残留応力の溶接中心に発生する圧縮残留応力が-200 MPa 程度に低下し，その周囲の引張残留応力も 200 MPa 程度に減少している．

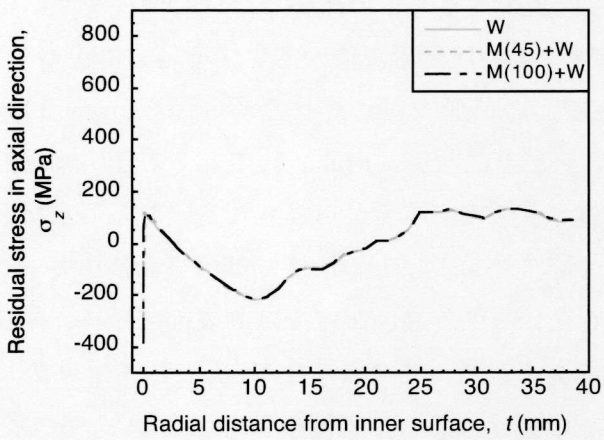
通常開先の場合と同様に，内表面残留応力分布において特徴的な挙動を示した $z$ = -16, -10, 0 mm の位置での軸方向残留応力の板厚分布を Fig. 6.11 に示す．$z$ = -16 mm の位置での軸方向残留応力の板厚分布においては，Fig. 6.7 に示した通常開先を用いた数値解析結果での $z$ = -18 mm の位置における板厚分布とほぼ同様の残留応力分布を示しており，表面機械加工の影響を考慮した条件においては，表面において急峻な勾配を有する引張残留応力が発生しているものの，極表面以外は W の条件と同様の残留応力分布を示している．$z$ = -10 mm の位置における残留応力分布に関しても，Fig. 6.7 (e)と良く似た分布を示しており，表面機械加工の影響により極表面の残留応力のみ圧縮残留応力を示している．しかしながら，Fig. 6.7 (e)と比較して 30 ~ 39 mm までの分布に多少の相違が見られ，Fig. 6.7 (e)においてみられた 30 mm 付近での大きな引張残留応力および外表面での圧縮残留応力は見られない．$z$ = 0 mm の位置においては，Fig. 6.7 と同様，表面機械加工の影響は見られず，残留応力分布も Fig. 6.7 (c)と同様の分布を示している．



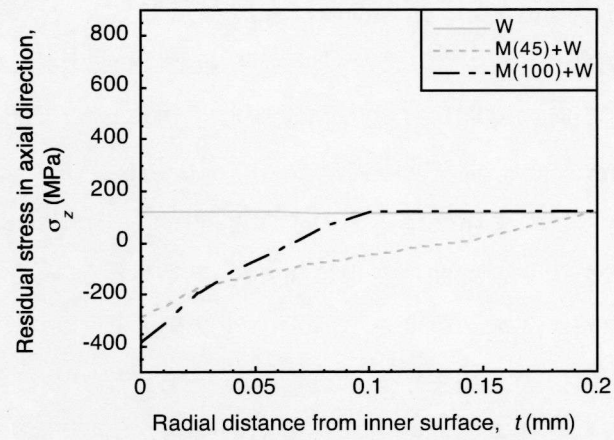

(a) $z$ = -16 mm – through thickness



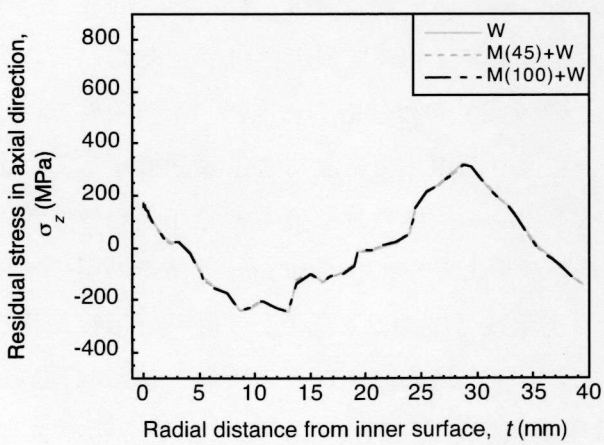

(b) $z$ = -16 mm – near surface



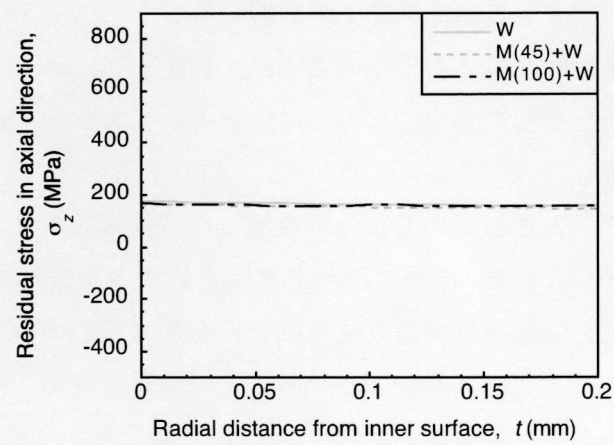

(c) $z$ = -10 mm – through thickness




(d) $z$ = -10 mm – near surface




(e) $z$ = 0 mm – through thickness




(f) $z$ = 0 mm – near surface

Fig. 6.11 Through thickness distribution of axial residual stress at $z$ = -16, -12, 0 mm from welding centerline in narrow groove model.

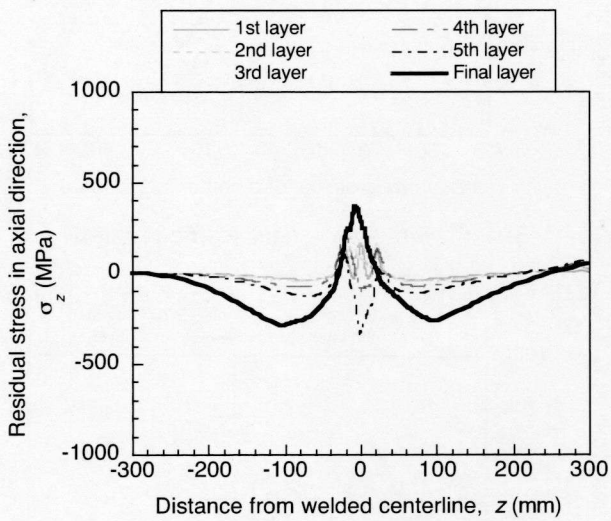
### 6.4.4 配管に発生する残留応力分布に関する考察

#### a. 通常開先モデルにおける軸方向残留応力分布の履歴

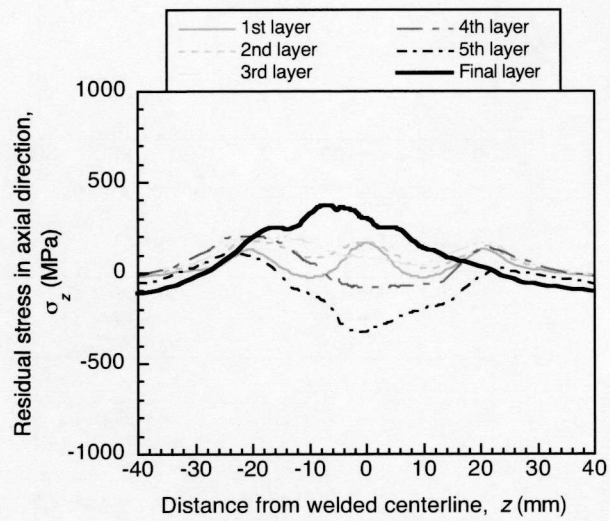
通常開先モデルを用いた数値解析により得られた残留応力分布に関する検討を行う．まず，W，M(45)+W，M(100)+W それぞれの条件において発生する，内表面での軸方向残留応力分布の溶接層ごとの履歴を，1～5 層まで，また 6～10 層までに分けて Fig. 6.12～Fig. 6.14 に示す．この際，Fig. 6.6 に示したそれぞれの条件における内表面の残留応力分布を溶接完了時の残留応力分布，すなわち最終層における残留応力分布を比較として示している．W の条件で数値解析を行った際の内表面における軸方向残留応力分布は，1～3 層までにおいて中央部である溶接部や，$z = \pm 20$ mm の領域において引張残留応力が発生している．4 層および 5 層目の溶接完了時には，特に中央付近において圧縮残留応力を示していることが確認できる．また，$z = \pm 50$ mm 程度の領域における残留応力分布の変化から，徐々に曲げ変形が発生している様子は確認できるものの発生している曲げ変形は比較的小さなものであると考えられる．つまり，この段階での曲げ変形に伴い発生する応力は小さく，溶接時の軸収縮により溶接中心近傍において圧縮残留応力が形成されたと考えられる．$z = \pm 100$ mm での圧縮残留応力は 6～10 層の溶接が完了していくごとに次第に形成されていくことが確認でき，この圧縮残留応力の生成と同時に，中央部において引張残留応力が形成される．このような分布を示すのは曲げ変形によるものであると考えられ，溶接部およびその近傍では内表面に引張，外表面に圧縮が生じるような曲げが発生しており，さらに，その外側の領域では内表面に圧縮，外表面に引張が発生するような曲げが生じているものと考えられる．このように考えれば，Fig. 6.7 に示した外表面の軸方向残留応力分布が溶接部およびその近傍において圧縮残留応力を示し，その外側において引張残留応力を示していることと整合する．

一方，表面機械加工の影響を考慮した M(45)+W の条件において数値解析を行った，内表面での軸方向残留応力分布の履歴は，1 層目の溶接完了時に，溶接部において表面機械加工時の残留応力である初期応力よりも低い値を示しており，また，この領域での残留応力分布は W の条件での残留応力分布とほぼ一致する．つまり，溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶により表面機械加工により導入される加工硬化が低減または消滅したことにより，W の条件の残留応力と分布と一致すると考えられる．1 層目の時点では後に極大引張残留応力を示すような，$z = \pm 18$ mm 近傍での引張残留応力の増加はあまり見られないものの，この領域での引張残留応力は 2 層目，3 層目と溶接が積層されるごとに増加していることが確認できる．同時に，溶接金属部およびその近傍では軸収縮の影響により残留応力は徐々に低下し，4 層目完了時には圧縮残留応力を示していることが確認できる．この 4 層目が完了した際には溶接順序の影響から左右非対称な残留応力分布を示すようになる．5 層目完了時にはさらに軸収縮の影響により，溶接部およびその近傍において圧縮残留応力が増大する．6 層目以降は Fig. 6.12 に示した W の条件での数値解析結果と同様に，曲げ変形が発生することにより，溶接部およびその近傍での引張残留応力の増加，またその外側において圧縮残留応力が発生する．M(100)+W の条件において数値解析を行った結果は，M(45)+W の条件において得られた数

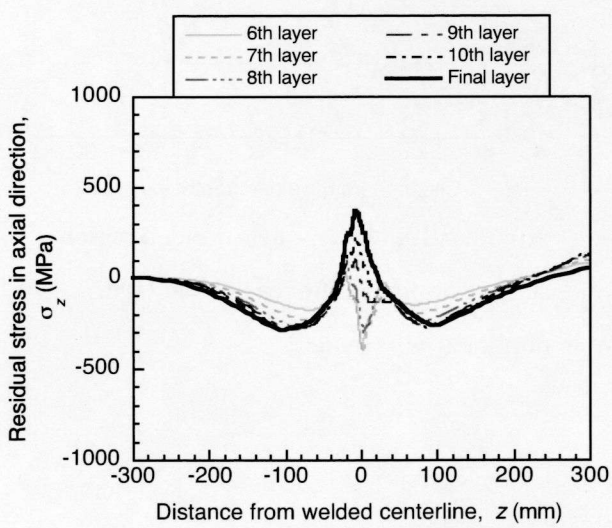
値解析結果とほぼ同様の挙動を示しており，異なるのは $z$ = -18 mm 近傍において発生する極大引張残留応力値および両端（$z$ = ±300 mm）において収束する残留応力値と，$z$ = ±12 mm 近傍に発生する極大圧縮残留応力値である．M(45)+W と比較した場合の残留応力値の差から，前者は初期応力の差に起因するものと推測され，また，後者は初期硬さの違い，すなわち加工硬化量の違いに伴う降伏応力の差によるものと考えられる．



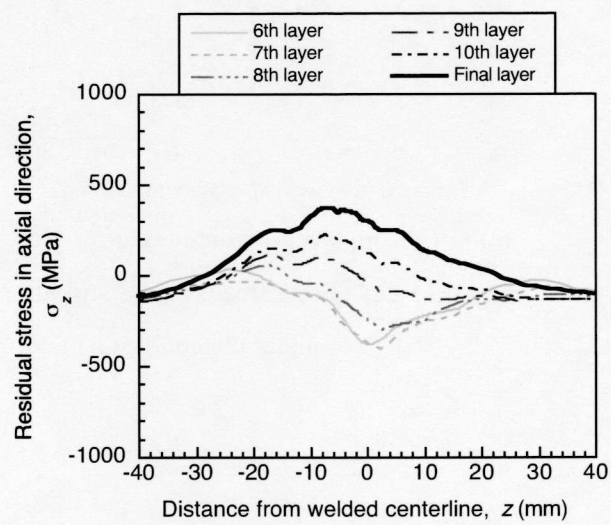

(a) 1st ~ 5th layer – whole region




(b) 1st ~ 5th layer – near welded region

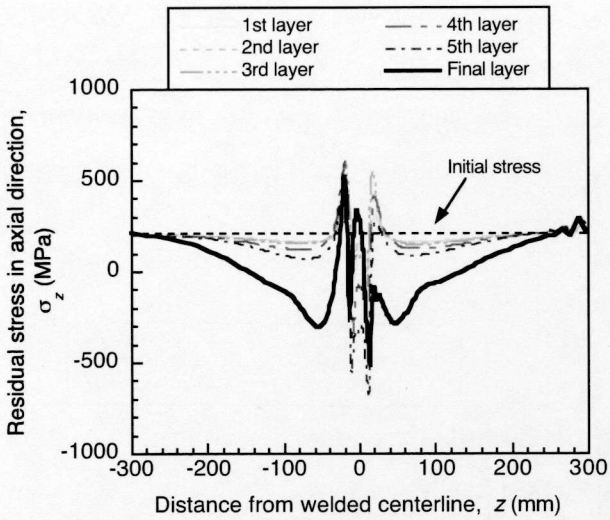



(c) 6th ~ 10th layer – whole region

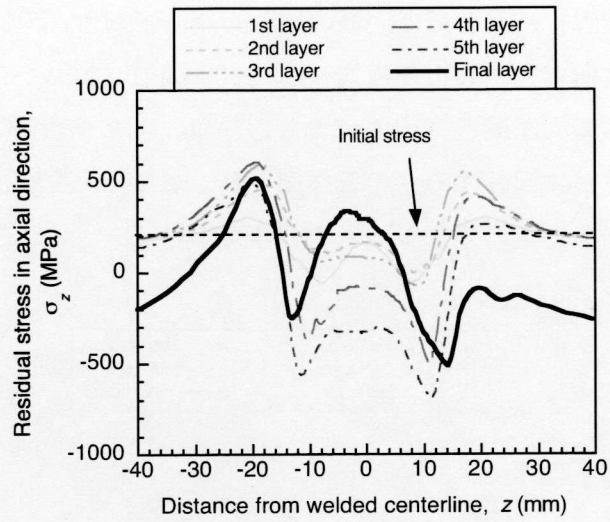



(d) 6th ~ 10th layer – near welded region

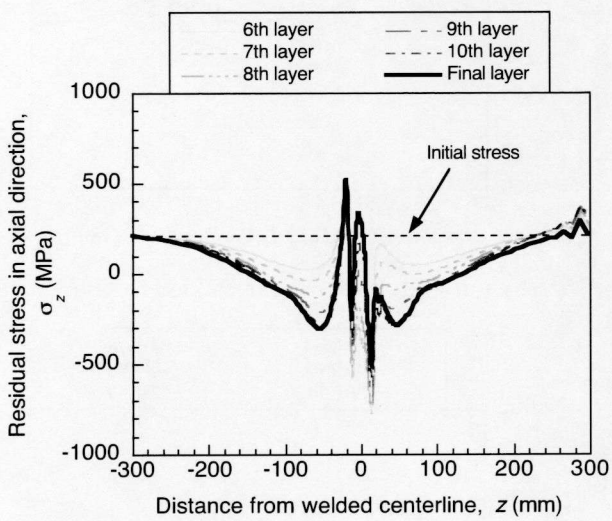
Fig. 6.12　Axial residual stress distribution at inner surface of piping after each weld layer under the condition of W in normal groove model.



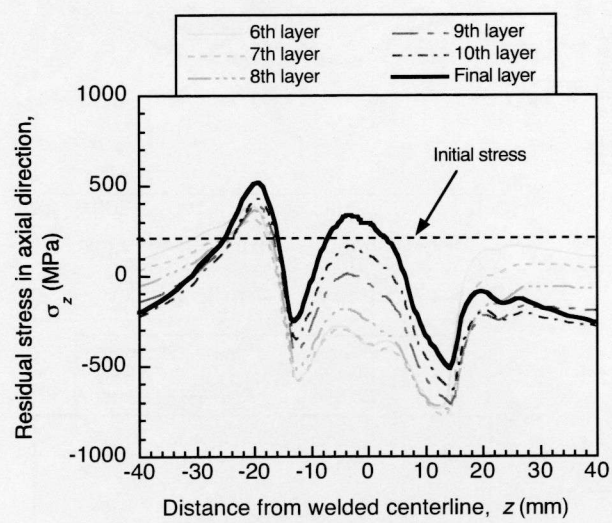

(a) 1st ~ 5th layer – whole region




(b) 1st ~ 5th layer – near welded region

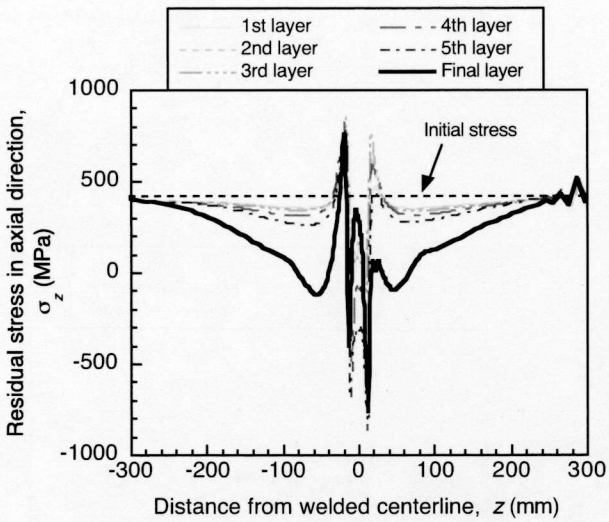



(c) 6th ~ 10th layer – whole region

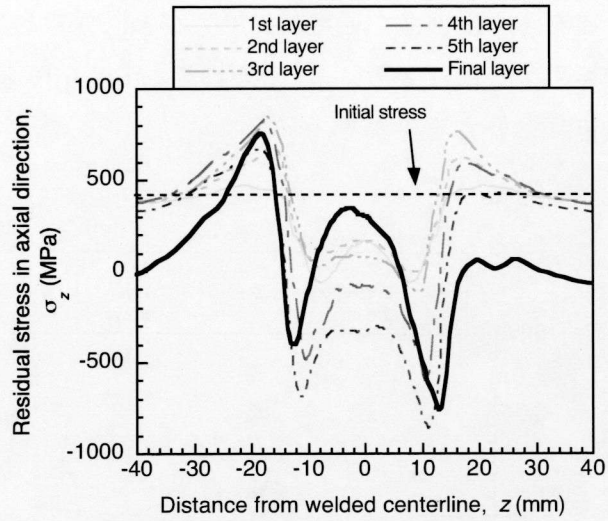



(d) 6th ~ 10th layer – near welded region

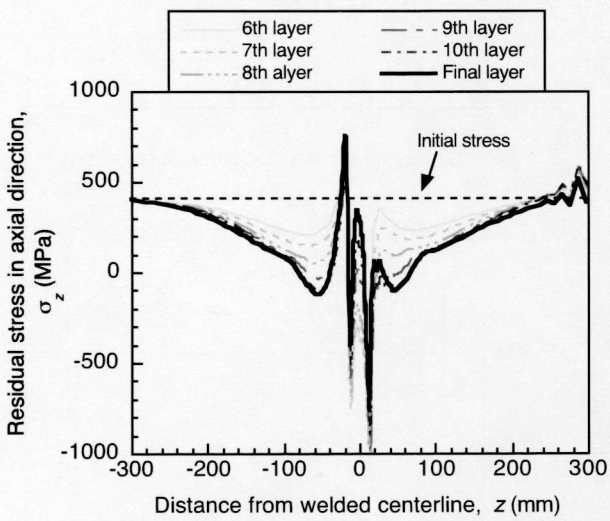
Fig. 6.13 Axial residual stress distribution at inner surface of piping after each weld layer under the condition of M(45)+W in normal groove model.



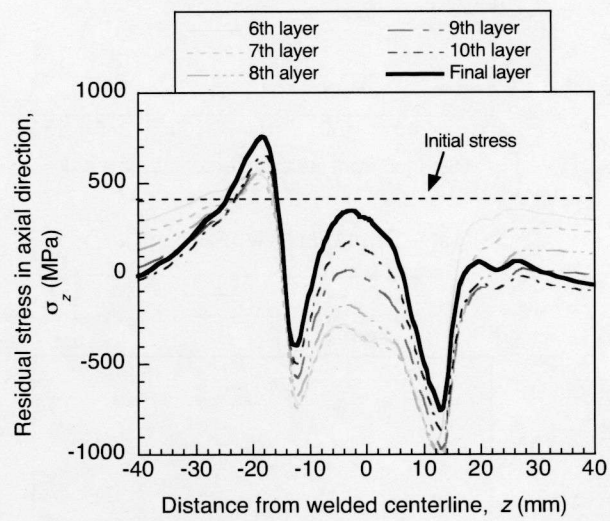

(a) 1st ~ 5th layer – whole region




(b) 1st ~ 5th layer – near welded region




(c) 6th ~ 10th layer – whole region



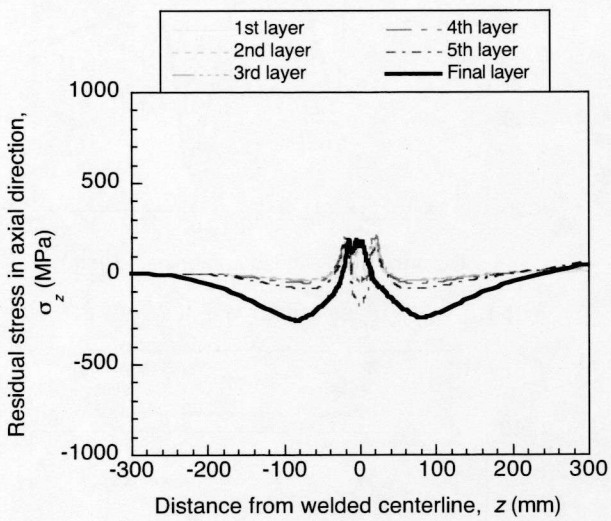

(d) 6th ~ 10th layer – near welded region

Fig. 6.14　Axial residual stress distribution at inner surface of piping after each weld layer under the condition of M(100)+W in normal groove model.

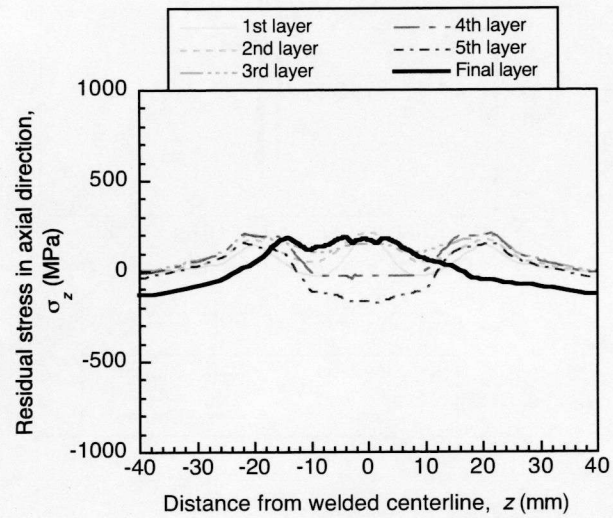
### b.　狭開先モデルにおける軸方向残留応力分布の履歴

狭開先モデルを用いて W, M(45)+W, M(100)+W それぞれの条件に対する数値解析により得られた，内表面での軸方向残留応力分布の溶接層ごとの履歴を，1 ~ 5 層まで，また 6 ~ 9 層までに分けて Fig. 6.15 ~ Fig. 6.17 に示す．通常開先モデルを用いた場合と同様，1 ~ 3 層目において中央部や $z$ = ±20 mm の位置において引張残留応力が発生しており，4 層および 5 層と積層されていくことにより，軸収縮の影響から中央部の引張残留応力のみが圧縮残留応力に変化することが確認できる．さらに 6 層目以降が積層されることにより曲げ変形が発生し，中央部において引張残留応力，その外側において圧縮残留応力を示す．M(45)+W および M(100)+W においても，左右非対称な残留応力

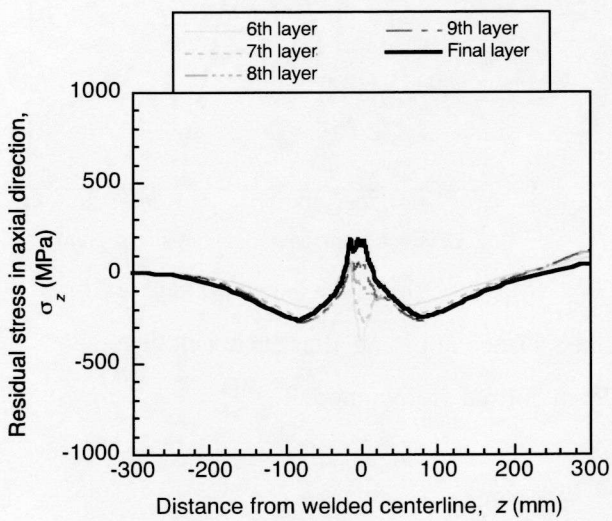
分布を示す以外は，通常開先モデルと同様であり，5層目までの軸収縮，および6層目以降において発生する曲げ変形により，それぞれ Fig. 6.16 および Fig. 6.17 に示すような残留応力分布が配管内表面において発生する．



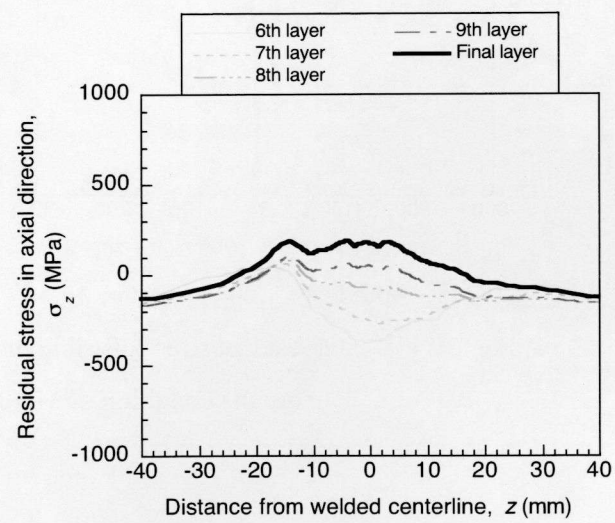

(a) 1st ~ 5th layer – whole region




(b) 1st ~ 5th layer – near welded region

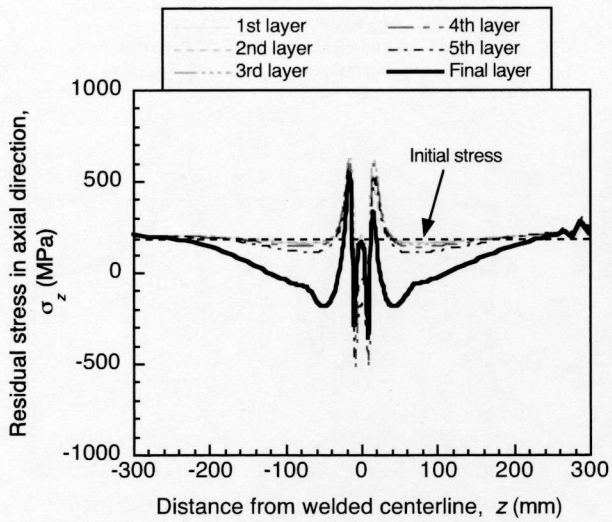



(c) 6th ~ 10th layer – whole region

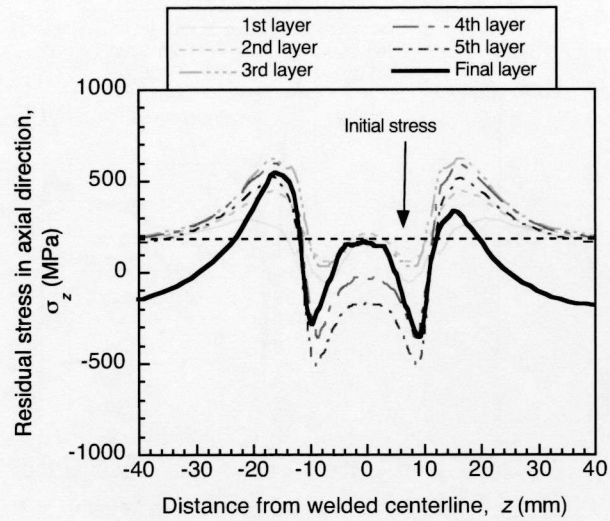



(d) 6th ~ 10th layer – near welded region

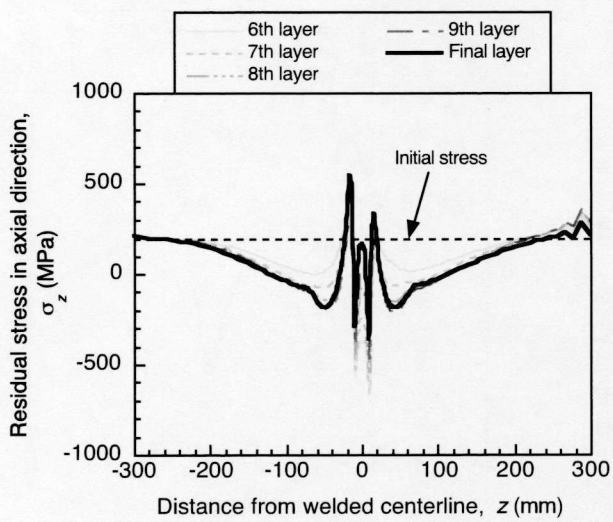
Fig. 6.15　Axial residual stress distribution at inner surface of piping after each weld layer under the condition of W in narrow groove model.



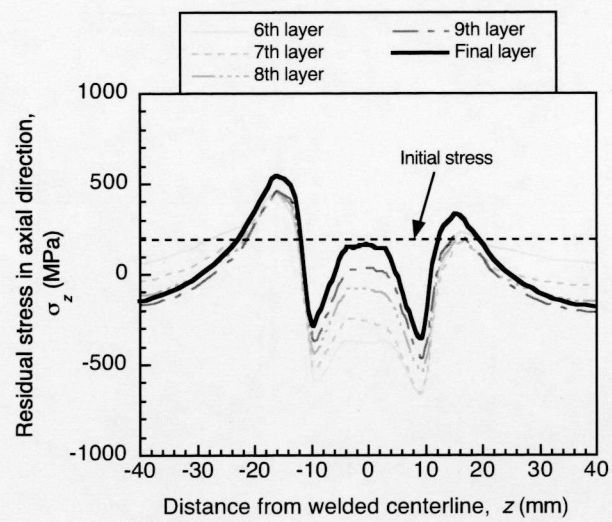

(a) 1st ~ 5th layer – whole region




(b) 1st ~ 5th layer – near welded region

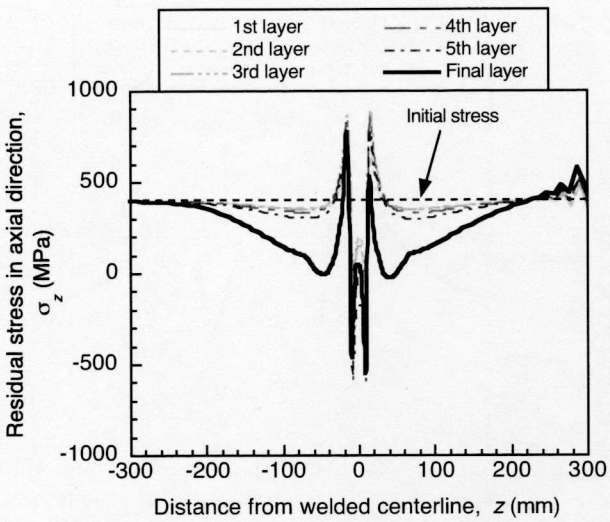



(c) 6th ~ 9th layer – whole region

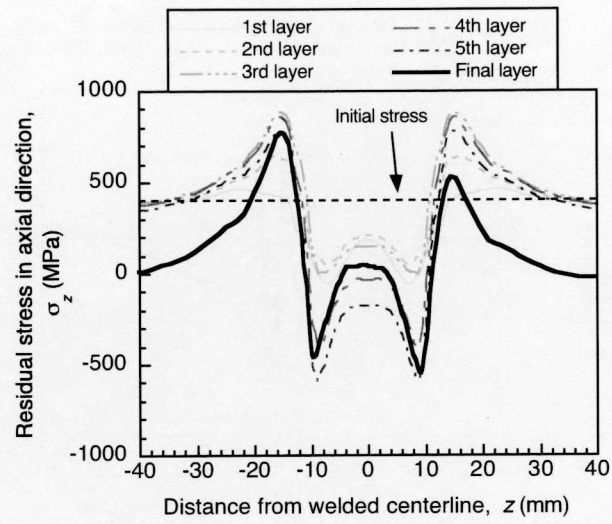



(d) 6th ~ 10th layer – near welded region

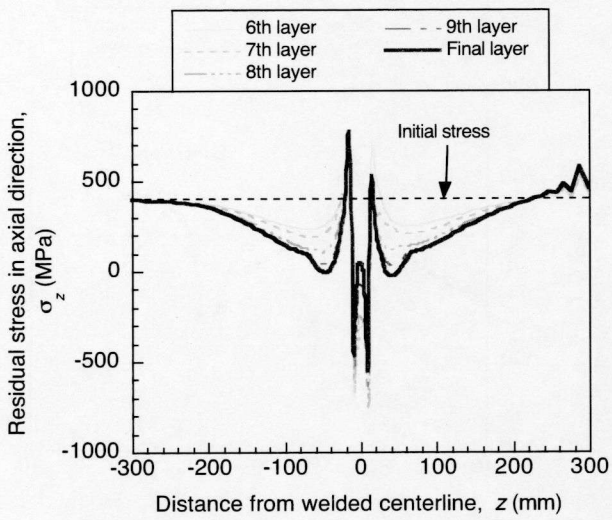
Fig. 6.16 Axial residual stress distribution at inner surface of piping after each weld layer under the condition of M(45)+W in narrow groove model.



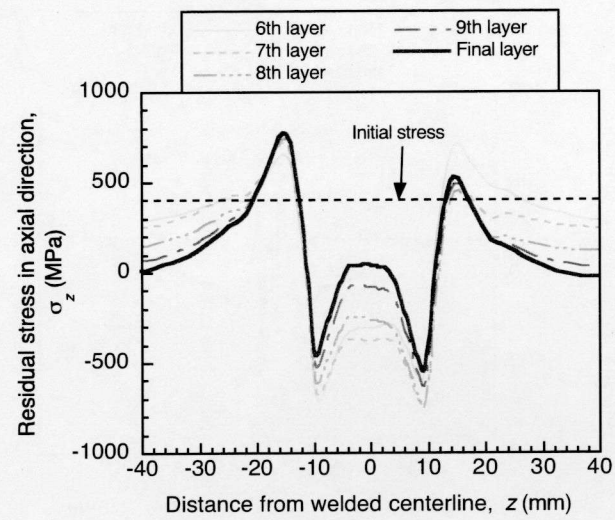

(a) 1st ~ 5th layer – whole region




(b) 1st ~ 5th layer – near welded region




(c) 6th ~ 10th layer – whole region




(d) 6th ~ 10th layer – near welded region

Fig. 6.17　Axial residual stress distribution at inner surface of piping after each weld layer under the condition of M(100)+W in narrow groove model.

### c.　配管の溶接接合過程における軸方向残留応力分布の妥当性の検討

以上の検討結果を整理すると，通常開先モデルおよび狭開先モデル共に，配管内表面における軸方向残留応力を検討するためには，4 ~ 5 層目において発生する比較的小さな曲げ変形および軸収縮に加えて，5 ~ 6 層目以降に発生する比較的大きな曲げ変形が重要となる．配管に生じる残留応力を軸収縮と曲げ変形により発生する応力の和 [6.22] と捉え，さらに，表面機械加工により生じる残留応力および加工硬化の影響を考慮した，配管の溶接接合過程により発生する，内表面および外表面における軸方向残留応力の生成を模式的に表した図を Fig. 6.18 に示す．まず，溶接を行う前の段階において，表面機械加工の影響を考慮した M+W の条件においては，表面機械加工により発生す

る残留応力が初期応力として，表面機械加工により発生する硬化が初期硬さとして導入されている．表面機械加工時の硬さは1層目の溶接熱サイクルに伴い母材と同等の硬さまで低下し，降伏応力も低下する．その際には温度上昇とともに溶接部の剛性は十分に低くなり，また端部の拘束がないことから自由に軸収縮することができるため，軸収縮による応力はほぼ生じない．同様に，曲げ変形を拘束する要因もないことから曲げ変形に伴う応力もほぼ発生せず，結果として，溶接部およびその近傍における初期応力が低下し，その他の領域においては初期応力が残存するような分布が内表面に生じる．2 ~ 5層目になると，溶接パスが積層されるとともに溶接部の体積が増加し，既に溶接金属が存在する領域において温度上昇時でも剛性がある程度残っている状態となる．このような場合には軸収縮により内表面に圧縮応力が発生し，新たに溶接が施された層では引張応力が生じる．この際，表面機械加工の影響が残存している領域では，表面機械加工時の加工硬化に起因する高い降伏応力を有しており，溶接のみの場合と比較して大きな圧縮応力が発生する．その結果，W の条件においては溶接部近傍に圧縮応力が発生し，M+W の条件において溶接部近傍において極大圧縮残留応力を示すような分布が発生する．この2 ~ 5層目，特に4, 5層目においては徐々に曲げ変形が生じることにより内表面において極大引張残留応力が発生する．ここまでにおいて外表面では，曲げ変形に伴うわずかな応力のみが発生する．溶接施工が進行し，溶接完了時には，5層目までに発生した軸収縮により発生する圧縮応力はさらに増加する．また，最終層の溶接を行った際に，外表面の溶接部およびその近傍に軸収縮に伴う引張応力が発生する．さらに，Fig. 6.18 の下部に示したような，溶接部およびその近傍で内表面に引張応力，外表面に圧縮応力が発生するような曲げ変形が，また，溶接部の外側において，内表面に圧縮応力，および外表面に引張応力が発生するような曲げ変形が配管に生じる．このような軸収縮および曲げ変形の発生，さらに表面機械加工の影響を考慮することにより，溶接のみの条件では内表面の溶接部において引張残留応力が，外表面の溶接部近傍において圧縮残留応力が生じた，また，M+W の条件では外表面では W の条件と同様の分布を示すものの，内表面では，溶接中心において引張残留応力を示し，溶接中心からの距離とともに極大圧縮残留応力および極大引張残留応力を示すような分布が生じたと考えられる．

通常開先の場合において左右非対称な分布を示したのは，2 ~ 5層目までに生じる軸収縮に伴う圧縮応力が各層ごとの最終パス側（本解析では $z>0$）に生じやすいことに起因するものと考えられる．狭開先モデルを用いた数値解析においては，軸収縮に伴う圧縮応力が発生する領域が通常開先モデルと比較して溶接金属側に発生するため，通常開先モデルの結果のような極大引張残留応力の消失には至らず，値に差は生じているものの，$z = \pm 16$ mm 付近において極大引張残留応力が生じたと考えられる．

以上のように，施工過程を考慮した場合に配管の内表面に発生した軸方向残留応力に関しては，第4章において行った検討および，溶接のみを対象とした残留応力の発生機構を基に検討することが可能であることから，配管の溶接接合過程により発生する残留応力分布として妥当なものであると考えられる．

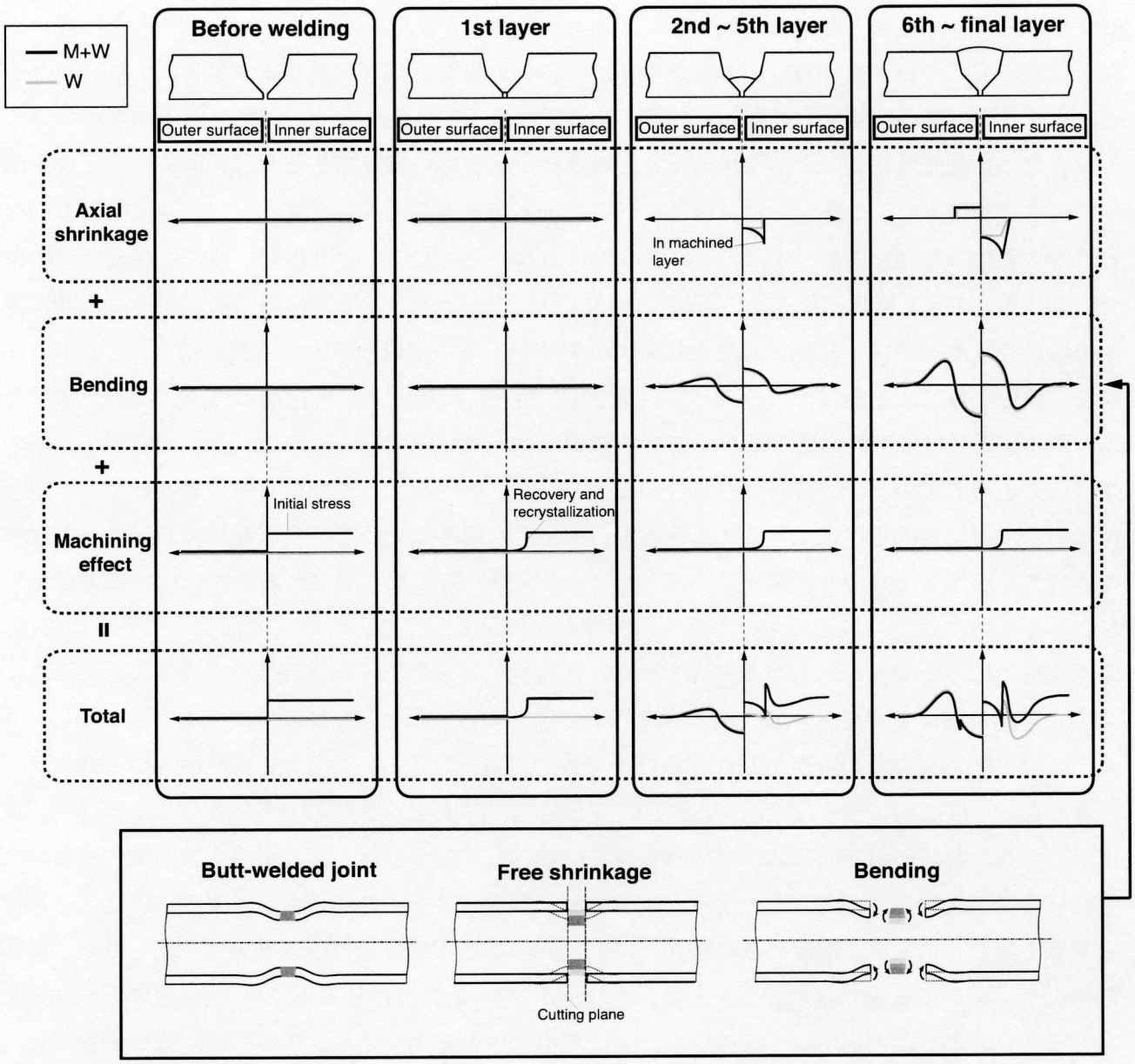



Fig. 6.18　Generation mechanism of axial residual stress distribution at inner and outer surface of piping due to axial shrinkage and bending.

## 6.5　配管に生じた残留応力分布を用いたき裂進展解析による寿命評価

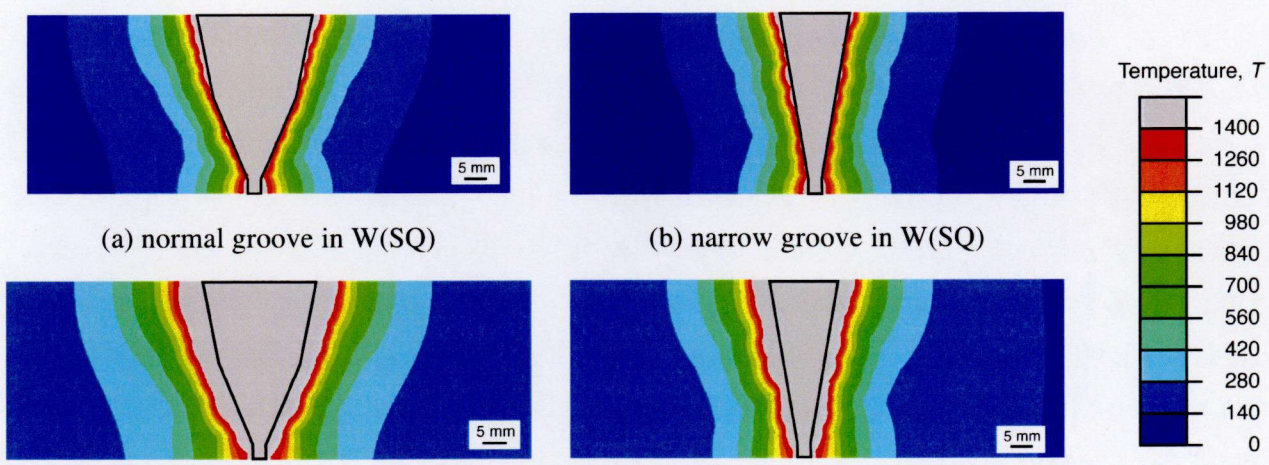
### 6.5.1　残留応力分布のばらつきに及ぼす溶接入熱の影響

本検討においては，実施工時の溶接条件のわずかな変化に起因して生じる残留応力分布の変動をばらつきと捉えており，以後は，この変動を残留応力分布のばらつきと称する．残留応力分布のばらつきに及ぼす溶接入熱の影響を検討するため，Table 6.2 に示す W(SQ) および W(LQ) とした条件において溶接入熱を変化させ，600A 配管に生じる残留応力分布の数値解析を行った．Table 6.2

に示したWの条件は第6.4節において解析を行った条件であり，その際の溶接入熱と比較して，およそ 0.6～0.7倍した溶接入熱とした条件をW(SQ)，およそ1.4～1.5倍した溶接入熱とした条件をW(LQ) とした．このような溶接入熱条件に対して行った熱伝導解析により得られた最高到達温度分布をFig. 6.19 に示す．Fig. 6.5に示した溶接入熱をWとした条件と比較して，W(SQ)は溶融領域が小さく，またW(LQ)では溶融領域が大きくなっていることが確認できる．このように得られた熱伝導解析結果を基に弾塑性解析を行い，残留応力分布のばらつきを検討した．

Table 6.2　Welding condition used in analysis for scattering of residual stress distribution.

| Condition | | Name | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | W | | W(SQ) | | W(LQ) | |
| | | Normal groove | Narrow groove | Normal groove | Narrow groove | Normal groove | Narrow groove |
| Heat input (kJ/mm) | 0 – 8 | 0.83 | 1.18 | 0.72 | 0.94 | 0.99 | 1.15 |
| | 8 – 19 | 0.96 | 1.34 | 0.64 | 0.94 | 1.41 | 1.53 |
| | 19 - 39 | 1.41 | 1.42 | 0.95 | 1.01 | 2.16 | 2.09 |
| Total heat input (kJ/mm) | | 39.89 | 19.43 | 27.24 | 13.62 | 59.61 | 26.64 |




(a) normal groove in W(SQ)　(b) narrow groove in W(SQ)

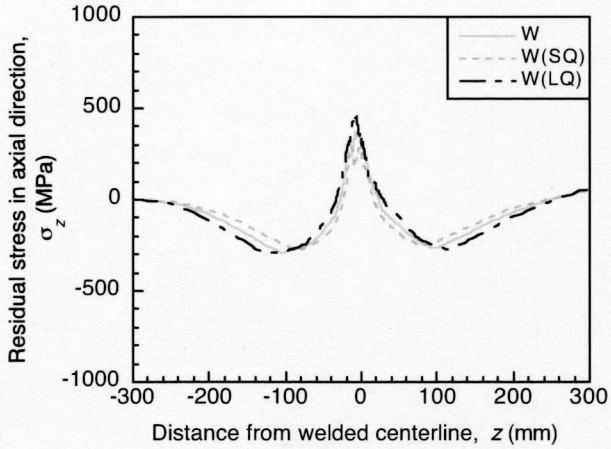
(a) normal groove in W(LQ)　(d) narrow groove in W(LQ)

Fig. 6.19　Analytical results of maximum temperature distribution for W(SQ) and W(LQ).

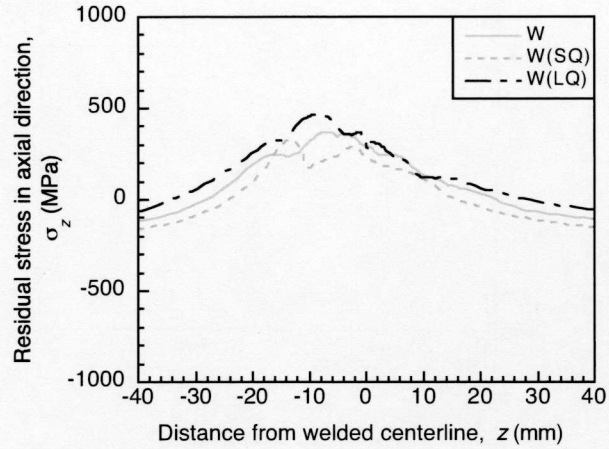
W(SQ)，M(45)+W(SQ)，M(100)+W(SQ)，W(LQ)，M(45)+W(LQ)，M(100)+W(LQ)の条件において行った数値解析により得られた内表面での軸方向残留応力分布を，Fig. 6.6 およびFig. 6.9 に示した内表面におけるWの条件での残留応力分布と比較して，通常開先モデルでの結果をFig. 6.20 に，狭開先モデルでの結果をFig. 6.21 にそれぞれ示す．通常開先モデルを用いた数値解析においては，Wの場合と比較して，W(SQ)とした溶接入熱が小さな条件において溶接を行うことにより，軸収縮

が発生する領域は減少し，また，曲げ変形は小さくなる．逆に，W(LQ)とした溶接入熱が大きな条件においては，軸収縮が発生する領域は増加し，曲げ変形も大きくなる．溶接入熱の影響として，このような現象が生じた結果，W の結果においては，W(SQ)において生じる内表面での軸方向残留応力は減少し，W(LQ)の残留応力は増加する．M(45)+W および M(100)+W の結果においては，W(SQ)の条件とすることにより，溶接部近傍に現れる極大圧縮残留応力および極大引張残留応力は内側にシフトする．W(LQ)の条件においては，極大圧縮残留応力および極大引張残留応力は外側にシフトするものの，曲げ変形に伴う引張残留応力の増加量と比較して軸収縮発生領域の増大による圧縮残留応力の増加量の方が大きく，その結果として，W および W(SQ)と比較して極大引張残留応力が減少したと考えられる．軸収縮および曲げ変形の影響する程度が異なることに起因して，溶接入熱の変化が内表面での軸方向残留応力分布のばらつきに及ぼす影響は異なるものの，同様の傾向が狭開先モデルを用いた数値解析結果においても生じている．

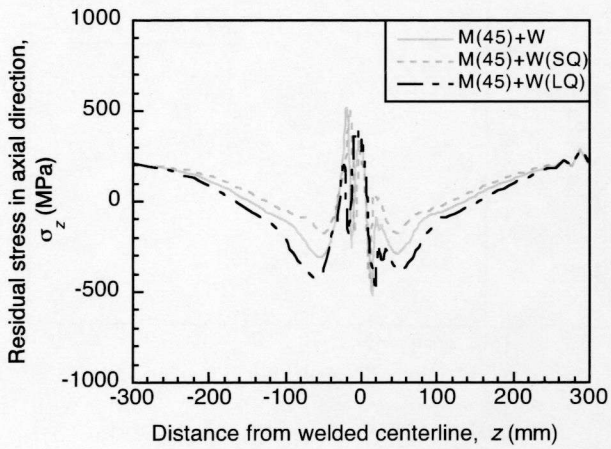
各条件において行った数値解析により得られた軸方向残留応力の板厚分布の比較を，通常開先モデルに関して Fig. 6.22 に，狭開先モデルに関して Fig. 6.23 にそれぞれ示す．この際，取得した残留応力の板厚分布は，各内表面での軸方向残留応力分布において最も高い引張残留応力を示した領域を対象とした．すなわち，通常開先モデルにおける W の条件においては $z$ = -10 mm，M(45)+W の条件では $z$ = -19 mm，M(100)+W の条件では $z$ = -18 mm，また，狭開先モデルにおける W の条件においては $z$ = -5 mm，M(45)+W の条件では $z$ = -16 mm，M(100)+W の条件では $z$ = -17 mm での板厚分布である．溶接入熱が軸方向残留応力の板厚分布におけるばらつきに及ぼす影響としては，特に最表面である内表面においてそのばらつきが大きく，内表面からおよそ 10 mm 程度までの領域において，200 MPa 前後の大きなばらつきが見られる．これは表面機械加工の影響を考慮しない場合においても生じており，ばらつきとしては狭開先モデルを用いた場合よりも通常開先モデルを用いた場合の方が大きいことが確認できる．板厚が内表面から 10 mm より大きくなると，特に表面機械加工の影響を考慮した M(45)+W および M(100)+W の場合においてほとんど軸方向残留応力分布のばらつきは生じていない．一方，溶接のみを対象とした W の条件では，ほとんどの領域においておよそ 100 MPa 前後の残留応力分布のばらつきが生じており，特に，外表面に近い 30 mm 以降の領域では 200 MPa を超えるようなばらつきが生じている領域が存在する．このようなばらつきが生じる原因としては，M(45)+W および M(100)+W の条件では，溶接中心から 15 ~ 20 mm 付近の残留応力分布を示しているのに対し，W の条件の残留応力分布がより溶接金属に近い領域での板厚分布であることに起因すると考えられる．溶接金属付近では，溶接入熱の違いにより軸収縮および曲げ変形の発生する領域が異なっており，この影響が原因となり，軸方向残留応力の板厚分布に大きなばらつきが生じたと考えられる．



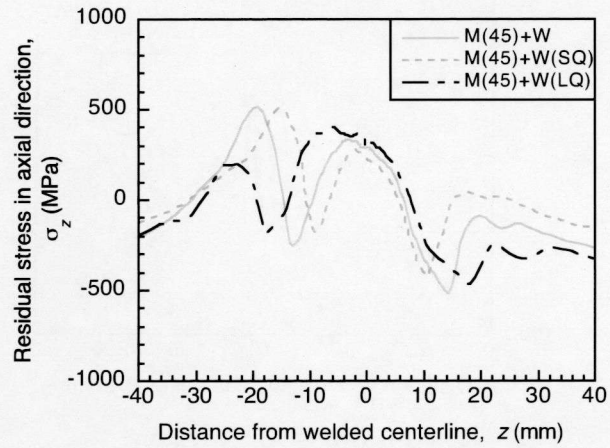

(a) W – whole region



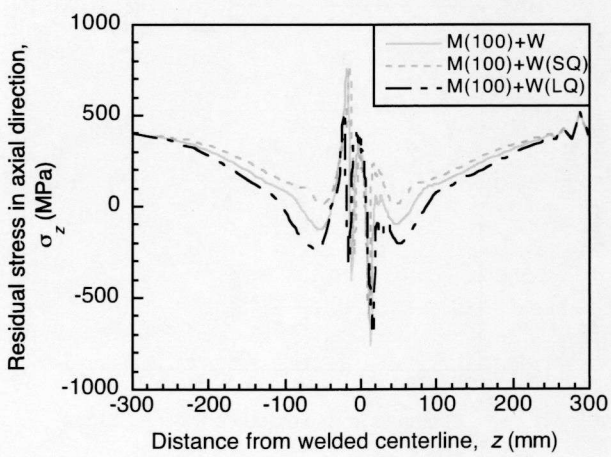

(b) W – near welded region



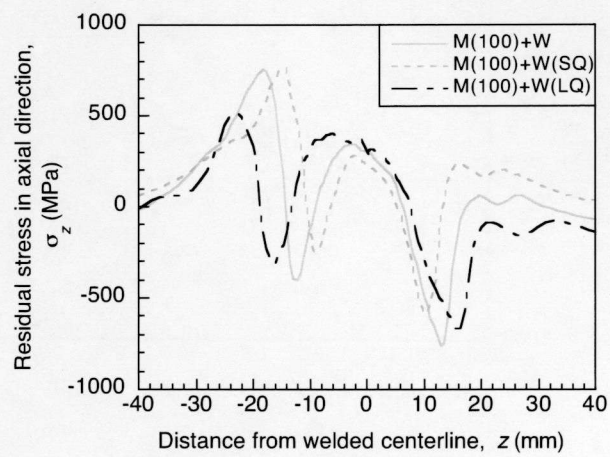

(c) M(45)+W – whole region




(d) M(45)+W – near welded region

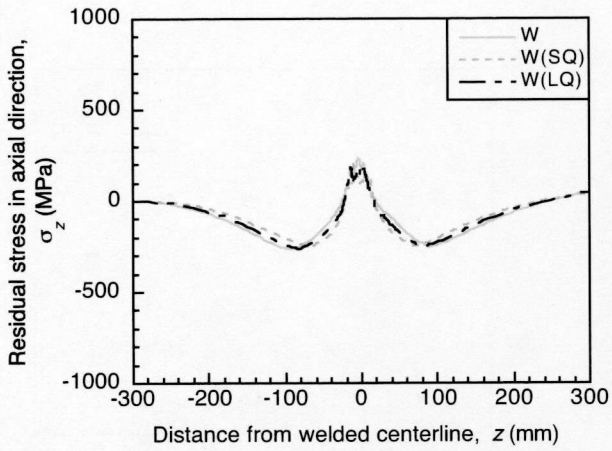



(c) M(100)+W – whole region

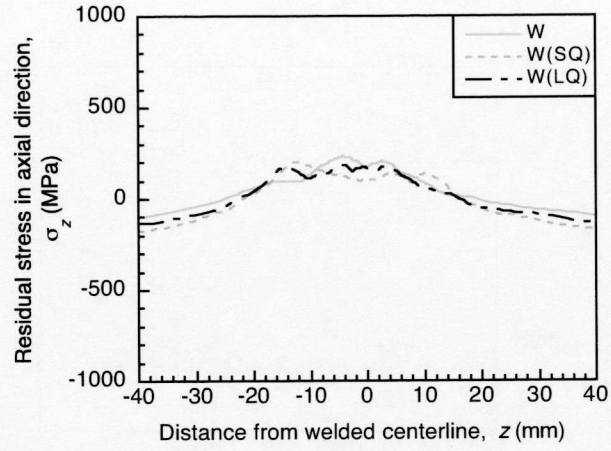



(d) M(100)+W – near welded region

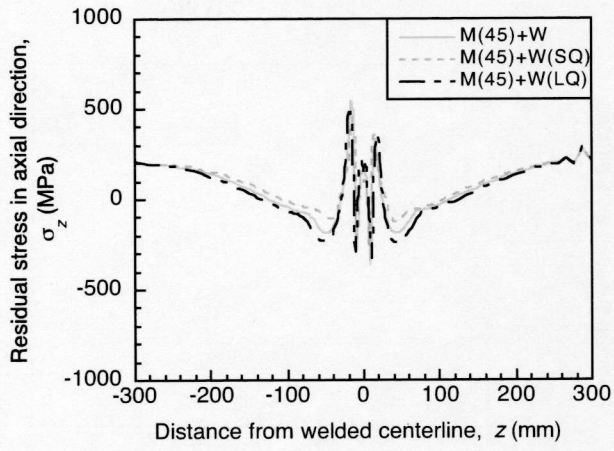
Fig. 6.20 Effect of welding heat input on axial residual stress distributions at inner surface of piping in normal groove model.



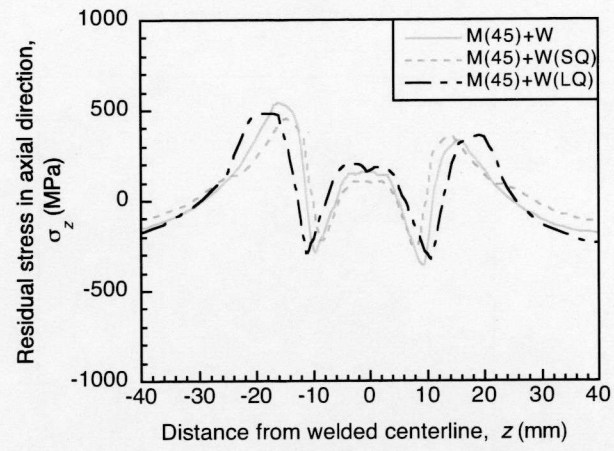

(a) W – whole region



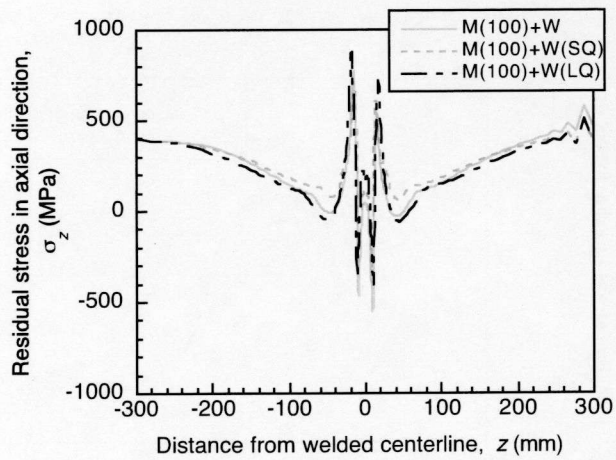

(b) W – near welded region



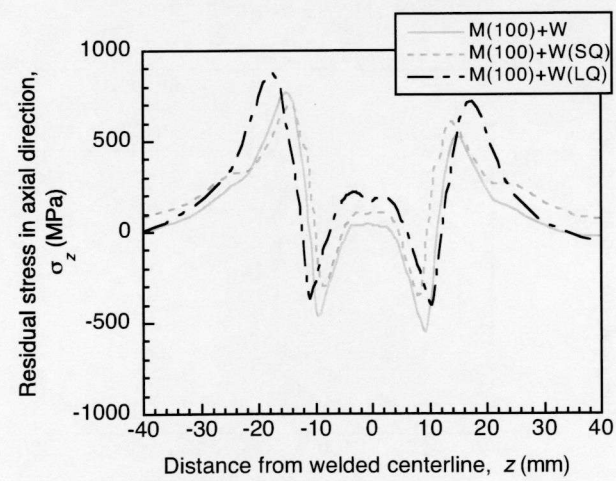

(c) M(45)+W – whole region




(d) M(45)+W – near welded region

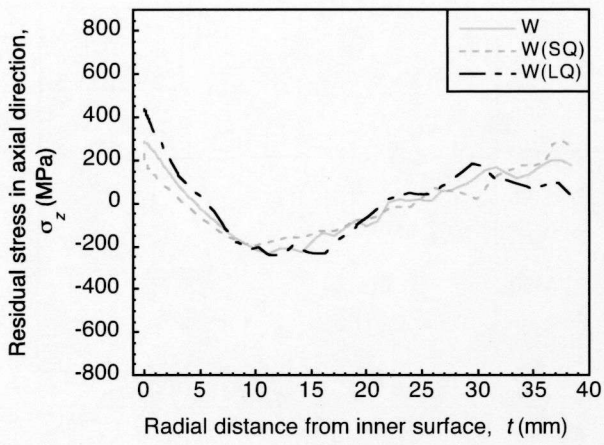



(c) M(100)+W – whole region

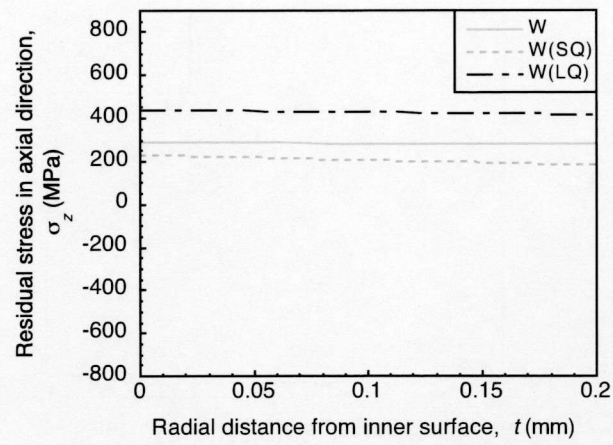



(d) M(100)+W – near welded region

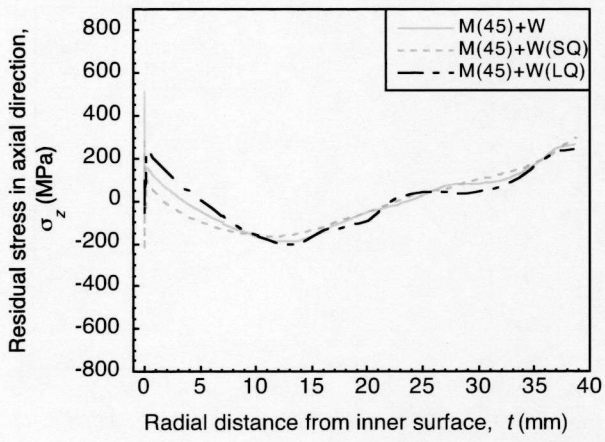
Fig. 6.21 Effect of welding heat input on axial residual stress distributions at inner surface of piping in narrow groove model.



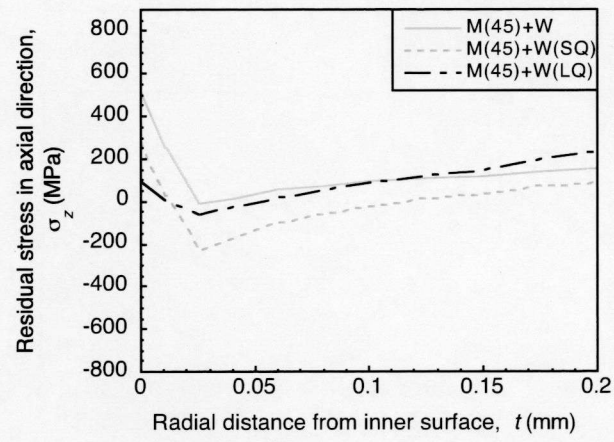

(a) W – whole thickness



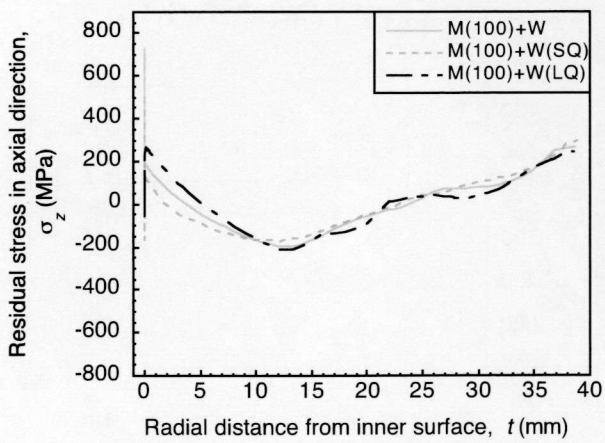

(b) W – near inner surface



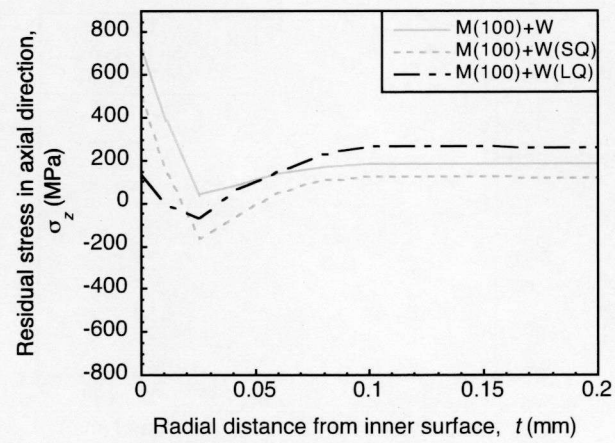

(c) M(45)+W – whole thickness




(d) M(45)+W – near inner surface

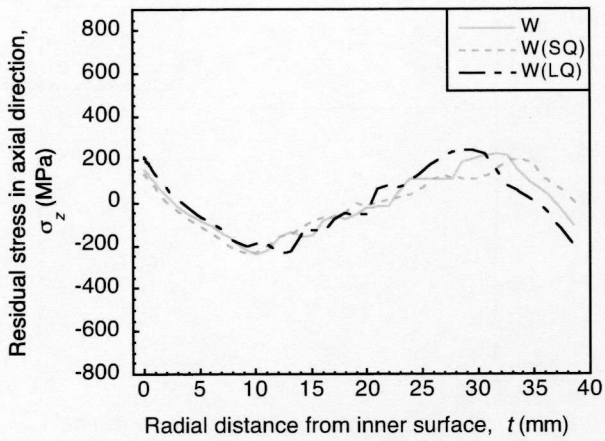



(c) M(100)+W – whole thickness

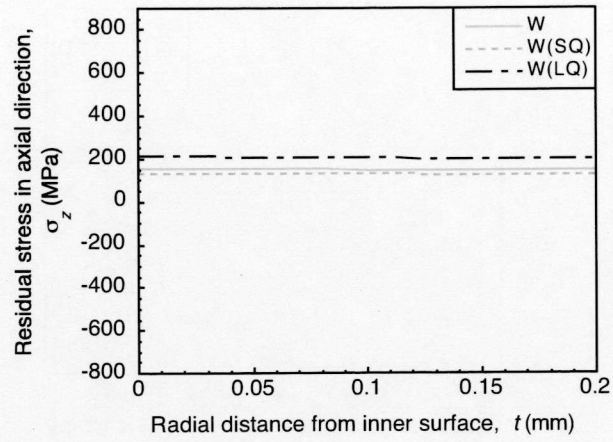



(d) M(100)+W – near inner surface

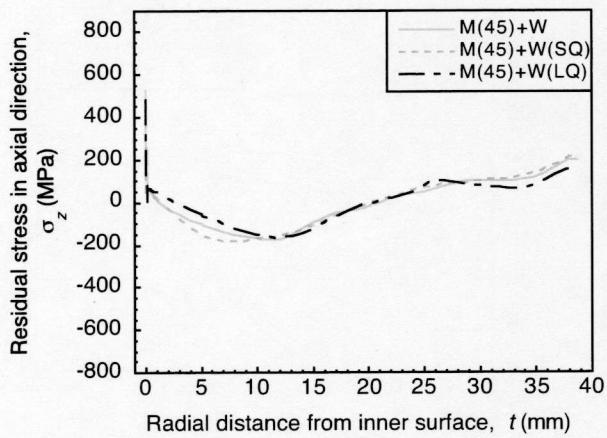
Fig. 6.22 Effect of welding heat input on through thickness distribution of axial residual stress at region of maximum tensile stress in normal groove model.



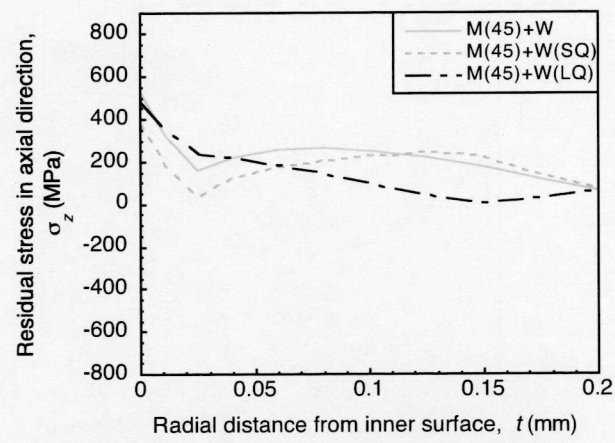

(a) W – whole thickness



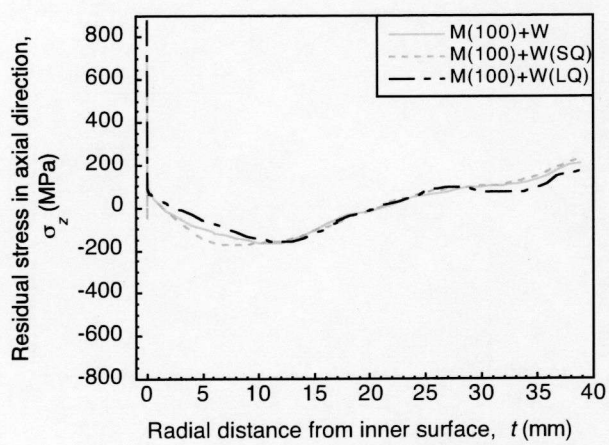

(b) W – near inner surface



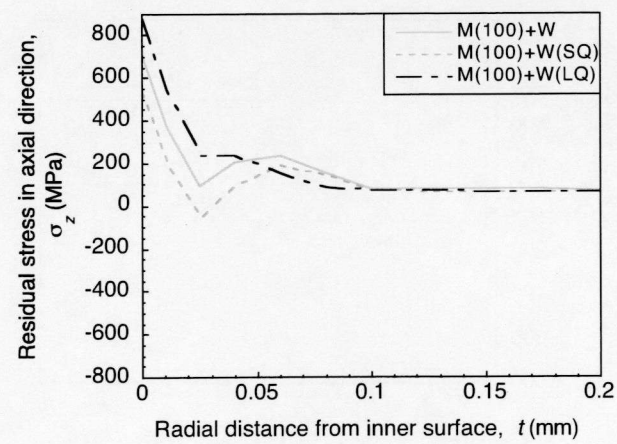

(c) M(45)+W – whole thickness




(d) M(45)+W – near inner surface




(c) M(100)+W – whole thickness




(d) M(100)+W – near inner surface

Fig. 6.23 Effect of welding heat input on through thickness distribution of axial residual stress at region of maximum tensile stress in narrow groove model.

### 6.5.2 寿命評価のためのき裂進展解析における解析条件

種々の条件において発生した軸方向残留応力の板厚分布を用いてき裂進展解析を行うことにより，600A 配管を対象とした寿命評価を行う．本検討では前項で示した内表面での残留応力を用いて初期き裂発生時間を見積もり，残留応力分布およびき裂進展速度のばらつきを考慮した PFM により寿命評価を行う．以下に初期き裂発生時間，残留応力分布のばらつき，およびき裂進展速度のばらつきに関する詳細を示す．

#### a. 初期き裂の発生までの時間

初期き裂の発生に関しては，第 5 章において検討を行った残留応力の内表面分布を基に，初期き裂が発生するまでの時間の算出を行う．初期き裂発生までの時間は，Fig. 5.20 に示した巨視的な初期き裂の深さとした 1 mm に標本平均 $E(x)$が到達するまでの時間を参考に，各条件に対応する内表面の残留応力を用いて算出した．この際の応力値は，保守的な評価を行うといった観点から，W, W(SQ), W(LQ)の各条件において得られた内表面での最も高い値を示した残留応力値とした．各条件において初期き裂発生時間の算出に用いた残留応力値と，初期き裂発生時間の関係をまとめたものを Table 6.3 に示す．これらの初期き裂発生時間に対して，以下の式（6.4）のワイブル分布で表される初期き裂発生時間のばらつきを考慮した．

$$f(x)=\frac{\alpha}{\beta}\left(\frac{x-\gamma}{\beta}\right)^{\alpha-1} \tag{6.4}$$

ここで，α：形状母数，β：尺度母数，γ：位置母数である．これらのパラメータはそれぞれ，1.285, 1.873, 0.924 とした[6.17]．この際のばらつきについては，各施工条件を対象とした解析において同様のものを用いている．また，初期き裂サイズとして，初期き裂深さを 1 mm とし，初期き裂長さは 3 mm とした．き裂深さおよびき裂長さの確率密度分布は対数正規分布とし，平均値μおよび分散 $s^2$ は式（5.11）を基に，Table 6.4 のように決定した．

Table 6.3 Relationship between residual stress and initiation time of initial crack in each condition.

| Condition | W | | M(45)+W | | M(100)+W | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Groove | Normal | Narrow | Normal | Narrow | Normal | Narrow |
| Residual stress at inner surface, $\sigma_z$ (MPa) | 440 | 214 | 515 | 526 | 724 | 877 |
| Initiation time of initial crack, $t_i$ (h) | 7214 | 7746 | 7045 | 7021 | 6596 | 6285 |

Table 6.4 Average and variance value of lognormal distribution for initial crack in each condition.

| Condition | | W | | M(45)+W | | M(100)+W | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Groove | | Normal | Narrow | Normal | Narrow | Normal | Narrow |
| Distribution | | Lognormal | | | | | |
| Initial crack depth, $a_0$ (mm) | | 1 | | | | | |
| Initial crack length, $l_0$ (mm) | | 3 | | | | | |
| μ | crack depth | -0.2059 | -0.2659 | -0.1860 | -0.1831 | -0.1306 | -0.0901 |
| | crack length | 0.1995 | 0.1396 | 0.2194 | 0.2224 | 0.2749 | 0.3155 |
| $s^2$ | | 0.6418 | 0.7292 | 0.6100 | 0.6052 | 0.5112 | 0.4244 |

**b. 残留応力分布のばらつき**

Fig. 6.22 および Fig. 6.23 に示したように，軸方向残留応力の板厚分布は，特に内表面近傍および外表面近傍において 200 MPa 前後の大きなばらつきを有する．この残留応力分布のばらつきをき裂進展解析において考慮するため，板厚内分割領域の局所的増加・減少モデル [6.17]を導入した．板厚内分割領域の局所的増加・減少モデルでは，板厚を任意の数に分割するとともに，対象とする残留応力分布に対して任意のばらつきを与え，残留応力のばらつきはそれぞれの分割した板厚において異なる値を与えることが可能な手法である．その模式図を Fig. 6.24 に示す．本検討では，板厚の分割数を 8 とし，残留応力のばらつきを以下の式（6.5）で表される正規分布として与えた．

$$\sigma_{scatter} = \frac{1}{\sqrt{2\pi s^2}} \exp\left\{-\frac{(x-\mu)^2}{2s^2}\right\} \tag{6.5}$$

ここで，$\sigma_{scatter}$：残留応力のばらつき，μ：平均値，$s^2$：分散である．この正規分布を基に残留応力分布のばらつきの算出を行い，以下の式（6.6）を基に任意の領域での残留応力分布を与える．

$$\sigma(t_i) = \sigma_{base}(t_i) + \sigma_{scatter_i} \tag{6.6}$$

ここで，$\sigma(t)$：モンテカルロ法により決定されるばらつきを反映した残留応力分布，$\sigma_{base}(t)$：ばらつきを考慮していない場合の残留応力分布，$\sigma_{scatter_i}$：残留応力のばらつきである．添字の $i$ は分割した板厚区分に対応する．式（6.6）から明らかなように，$\sigma_{scatter_i}$は残留応力のばらつきのみを与えるので，その平均値μは 0 となる．分散 $s^2$ は Fig. 6.22 および Fig. 6.23 に示した数値解析結果を用いて算出した．残留応力分布の算出法に関する模式図を Fig. 6.25 に示す．W，W(SQ)，W(LQ)の条件とした数値解析により得られた残留応力の最大値，最小値から，対応する板厚における残留応力の差 $\Delta\sigma_i$ を求め，この残留応力の差の平均値$\Delta\sigma_{ave}$を算出する．この平均値の 1/2 の値が，正規分布の累

積確率においてそれぞれ25%および75%に対応するように，残留応力分布のばらつきを与える正規分布の分散として決定した．さらに，$\Delta\sigma_i$の最大値 max($\Delta\sigma_i$)の 1/2 の値を正規分布における下限値，上限値として用いた．このようにして各条件に対する残留応力分布のばらつきを算出した結果をまとめて Table 6.5 に示す．また，$\sigma_{base}(t)$で表される基準となる残留応力分布は，Fig. 6.22 および Fig. 6.23 に示したそれぞれの条件に対する残留応力分布の平均値として与えた．き裂進展解析に用いた残留応力分布を Fig. 6.26 に示す．なお，これらの図におけるにおける横軸は内表面からの距離を板厚で除することにより正規化した値である．ここで，表面機械加工の影響を考慮した条件における残留応力分布では，Fig. 6.22 および Fig. 6.23 に示すように，内表面からの距離が 0.2 mm 以下の領域において急峻な勾配を有する結果が得られている．本検討では，き裂の発生と進展の 2 ステップに分け，表面機械加工により生じる残留応力はき裂の発生と微小き裂の成長にのみ影響するものとして，そのき裂深さが 1 mm に到達するまでを第 1 ステップ，その後のき裂進展を第 2 ステップとして取り扱った．すなわち，内表面から 1 mm までの領域に存在する残留応力はき裂の進展に影響しないものとして，Fig. 6.26 は 1 mm 以下の残留応力分布を除外して多項式近似した結果であり，この残留応力分布をき裂進展解析に用いた．なお，Fig. 6.26 に示した残留応力分布に加えて，運転時の膜応力とした 137 MPa を考慮した．通常，膜応力としては 98 MPa 等の値[6.15, 6.23]が用いられているが，本検討では，より保守的な評価を行うため，高い運転荷重値を用いることによりき裂が進展しやすい状況下において解析を行った．

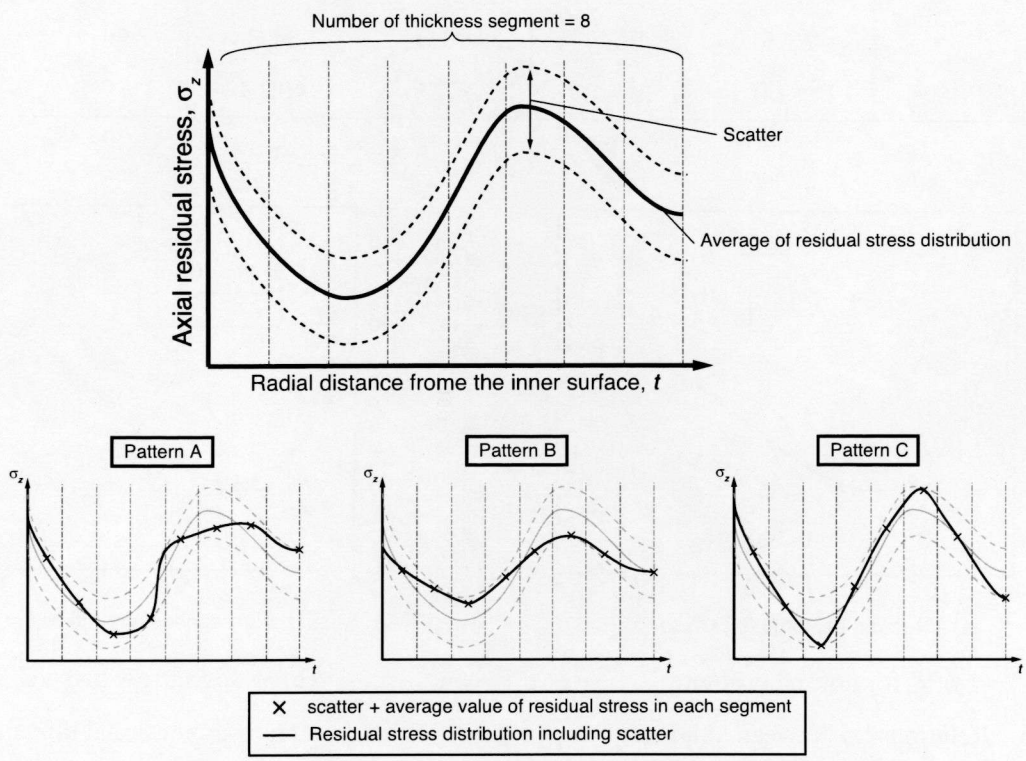



Fig. 6.24　Schematic illustration of local scatter model of residual stress distribution.

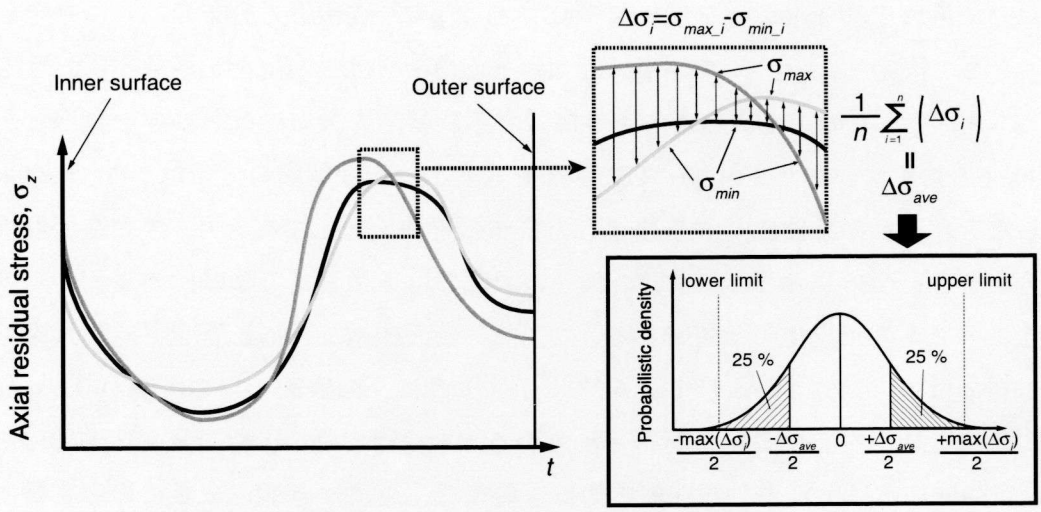
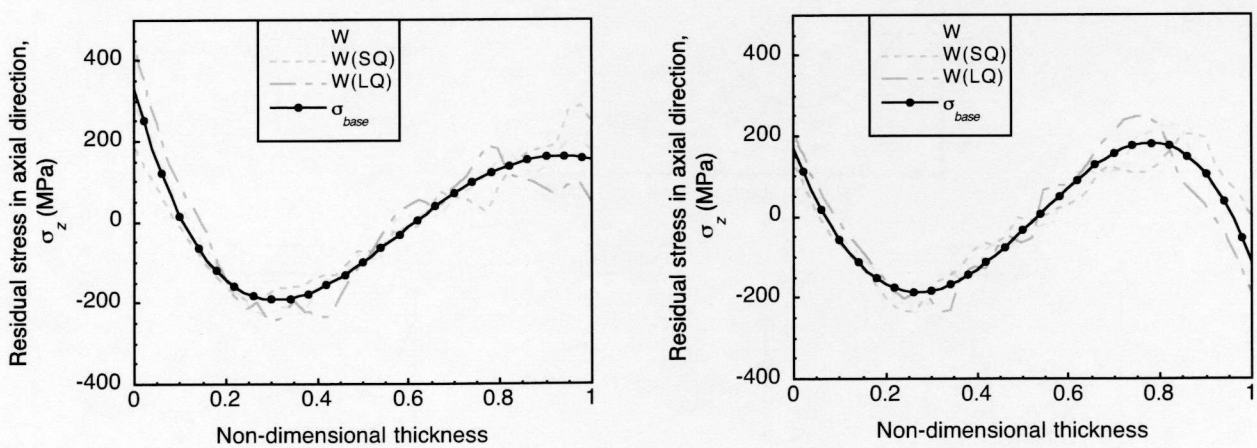



Fig. 6.25 Schematic illustration of determination method of variance value, lower limit and upper limit of normal distribution for scatter of residual stress.

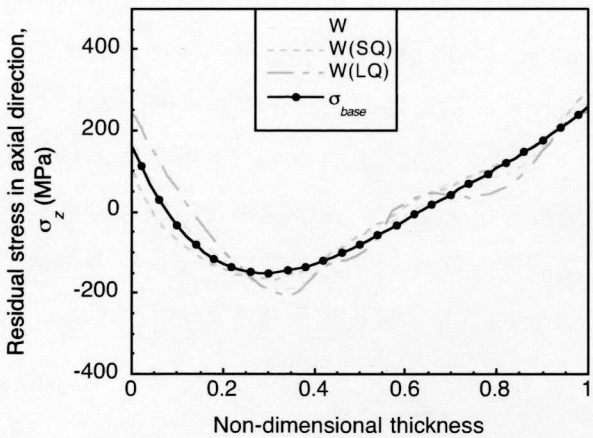
Table 6.5 Variance value of normal distribution for scatter of residual stress distributions in each condition.

| | W | | M(45)+W | | M(100)+W | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Normal | Narrow | Normal | Narrow | Normal | Narrow |
| $\Delta\sigma_{ave}/2$ (MPa) | 49.0 | 75.1 | 33.1 | 42.6 | 68.9 | 29.2 |
| $s^2$ | 72.6 | 55.7 | 49.0 | 31.6 | 51.1 | 21.7 |
| $\max(\Delta\sigma_i)/2$ (MPa) | 119.0 | 91.1 | 77.7 | 109.4 | 79.6 | 44.7 |

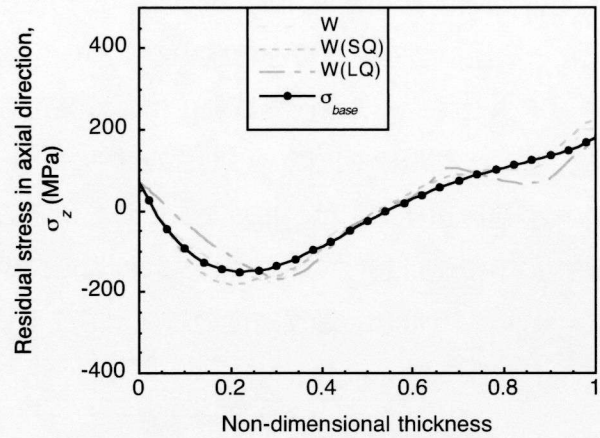



(a) W for normal groove (b) W for narrow groove

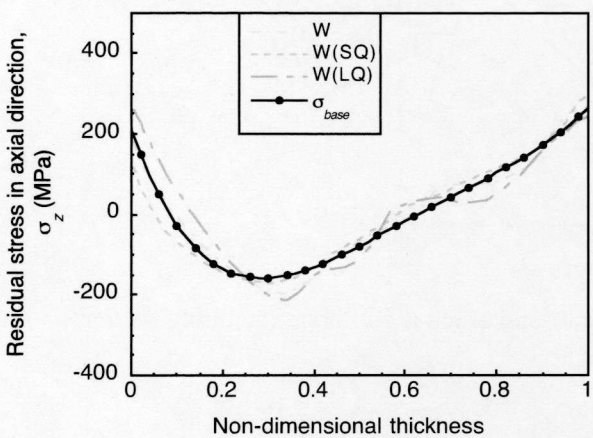
Fig. 6.26 Relationship between axial residual stress distributions and non-dimensional thickness used in PASCAL-NP for evaluation of leakage and failure probability.



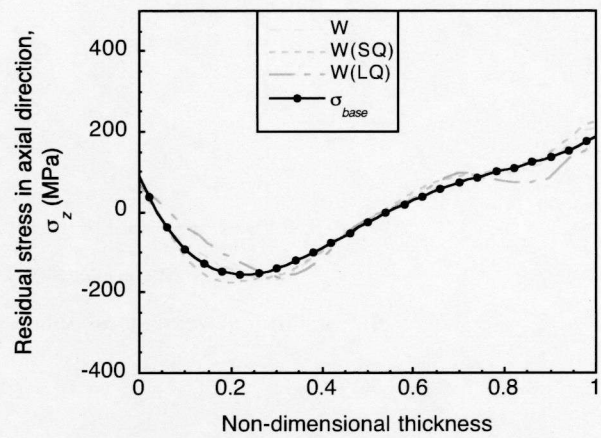

(c) M(45)+W for normal groove




(d) M(45)+W for narrow groove




(e) M(100)+W for normal groove




(f) M(100)+W for narrow groove

Fig. 6.26 Continued.

### c. き裂進展速度のばらつき

き裂進展速度のばらつきは，維持規格において採用されている応力拡大係数とき裂進展速度の関係を基に，Fig. 6.27 に示すような範囲を有するばらつきを考慮した．き裂進展速度のばらつきは対数正規分布として与え，その分散 $s^2$ は 0.63776（$s = 0.7983$）[6.14]とした．すなわち，き裂進展速度は以下の式（6.7）のように与えられる．

$$\frac{da}{dt} = 3.33\times10^{-11}\cdot a_r\cdot c_p\cdot K^{2.161} \qquad when \quad K \le 57.9$$

$$\frac{da}{dt} = 2.1\times10^{-7}\cdot a_r\cdot c_p \qquad when \quad K > 57.9 \tag{6.7}$$

$$\left(-2s \le a_r \le +2s\right)$$

ここで，$da/dt$：き裂進展速度（mm/s），$K$：応力拡大係数（MPa·m$^{0.5}$），$a_r$：き裂進展速度のばらつき，$c_p$：塑性ひずみの影響を考慮するための係数である．$c_p$ は表面機械加工を施した内表面に対してのみ導入しており，表面機械加工により発生する塑性ひずみに対応したデータが存在しないことから，290°C における破断時の塑性ひずみに対応する 11.504 の値[6.24]を用いた．本解析において用いるき裂進展速度線図は，Fig. 6.2 に示したき裂進展速度と応力拡大係数の関係とは異なりき裂進展速度の下限値は設けておらず，これは過度に保守的な評価を除外して合理的な評価を行うためである．このようなき裂進展速度のばらつきを考慮することによりき裂進展解析を行った．

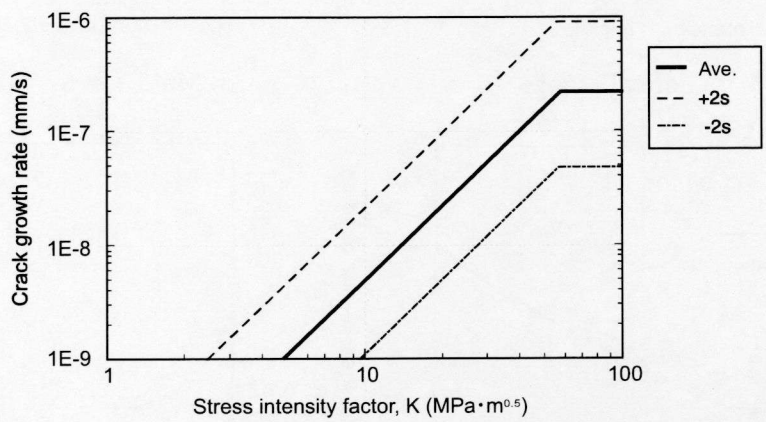
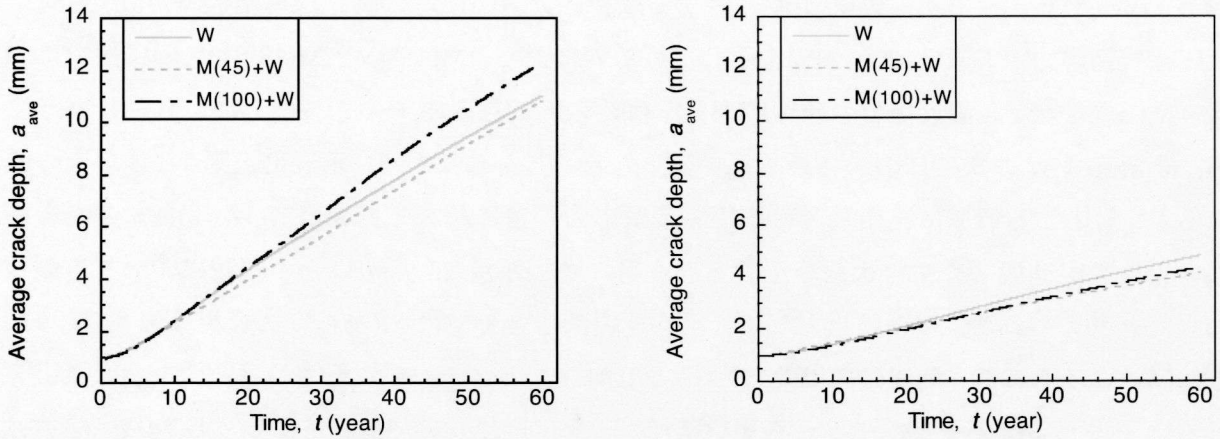



Fig. 6.27　Relationship between stress intensity factor and crack growth rate including scatter.

### 6.5.3　残留応力分布を用いた配管のき裂進展解析結果

サンプリング数を 1×10$^5$ として，初期き裂の発生時間および初期き裂のサイズ，また残留応力分布やき裂進展速度のばらつきを考慮したき裂進展解析を行うことにより得られた W，M(45)+W，M(100)+W の各条件での運転年数に対する平均き裂深さを比較して Fig. 6.28 に示す．き裂は時間とともに進展するものの，通常開先および狭開先モデルを対象とした解析結果に大きな差が生じており，運転開始から 60 年経過した時点において，通常開先モデルでは 11 mm 程度まで，狭開先モデルでは 4 mm 程度まで進展する結果となった．また，き裂進展の差は施工条件の違いによっても生じており，通常開先モデルでは M(100)+W, W, M(45)+W の順に，狭開先モデルでは W, M(100)+W, M(45)+W の順に大きな平均き裂深さが得られた．同様の通常開先モデルを対象とした解析により得られた，運転年数に対する累積漏洩確率に関する結果を Fig. 6.29 に示す．ここで，漏洩確率とはき裂深さが正規化板厚の 0.8 に達する確率，つまり本解析においては板厚 39 mm に対して 31.2 mm に達する確率であり，狭開先モデルにおいては 60 年経過した時点において，どの条件に対しても漏洩に達しなかったことから通常開先モデルの結果のみを示している．Fig. 6.29 より，累積漏洩確率は M(100)+W，M(45)+W，W の順に高くなる結果が得られており，平均き裂深さの結果とは異なる傾向が得られている．また，運転開始から 40 年経過時点での累積漏洩確率は，M(100)+W の条

件において 0.0373 %， M(45)+W の条件において 0.0156 %，W の条件において 0.0041 %となった．




(a) normal groove　　(b) narrow groove

Fig. 6.28　Comparison of average crack depth in each condition by PFM analysis.

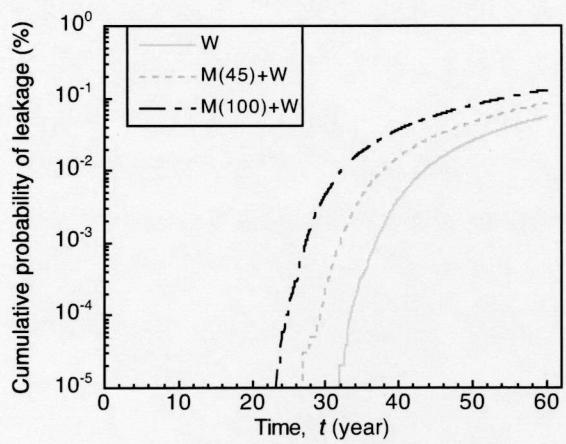



Fig. 6.29　Comparison of cumulative probability of leakage for normal groove model.

これらの結果は Fig. 6.26 に示した残留応力分布に影響を受けた結果である．まず，運転開始後 60 年時における，各条件において得られた 30 mm 以下のき裂深さに関するヒストグラムを Fig. 6.30 に示す．通常開先モデルにおける W の条件に対するき裂深さのヒストグラムを見ると，最頻値が 8 ~ 9 mm となる対数正規分布で表されるような分布を示している．しかしながら，M(45)+W，M(100)+W の条件では，それぞれ 5 ~ 6 mm，7 ~ 8 mm に最頻値を有する対数正規分布のような分布を示しているものの，き裂深さが 25 mm 付近においてき裂数が再度増加するような分布を示している．この 25 mm のき裂深さは正規化した板厚がおよそ 0.65 となる値であり，Fig. 6.26 に示した残留応力分布において圧縮残留応力から引張残留応力に変化する領域である．影響関数法では，式（6.1）に示したように，き裂面に作用する全ての応力から $K$ 値を算出するため，任意のき裂深さ

までに存在する残留応力分布が $K$ 値の算出に影響する．W の条件における内表面での残留応力分布はおよそ 300 MPa であるのに対し，M(45)+W および M(100)+W の条件ではそれぞれ，150 および 200 MPa 程度である．また，W の条件に対する残留応力分布において，正規化板厚が 0.3 付近での最大圧縮残留応力がおよそ-200 MPa を示しているのに対し，M(45)+W，M(100)+W の条件ではおよそ-150 MPa である．表面近傍での残留応力分布は比較的初期段階でのき裂の進展に大きく寄与するため，最頻値は W の条件において最も高い値となる．しかしながら，正規化板厚が 0.3 以上の領域になると，対応する領域に発生している圧縮残留応力の差に起因して M(45)+W，M(100)+W の条件においてき裂が進展しやすい状態が生じるとともに，板厚が 25 mm 以上の領域においてき裂数が増加したと考えられる．この結果として，平均き裂深さとしては M(45)+W の条件よりも W の条件の方が高くなるものの，漏洩確率は W の条件と比較して M(45)+W の条件が高い値を示したと考えられる．一方，狭開先モデルでは，正規化板厚が 0.3 付近において発生している圧縮残留応力は通常開先モデルの場合と同様の値を示しているものの，内表面での残留応力は通常開先モデルと比較して低い値を示しており，W，M(45)+W，M(100)+W の条件に対して，それぞれ 170，70，80 MPa 程度の値である．狭開先モデルではこの表面近傍での低い引張残留応力，および内部での圧縮残留応力に起因して，正規化板厚が 0.05 ~ 0.5 に存在する圧縮残留応力が発生した領域を進展するために十分な $K$ 値が得られなかったため，狭開先モデルでのヒストグラムは 10 mm 以下のき裂が多く存在しているとともに，どの条件においても漏洩には至らなかったと考えられる．

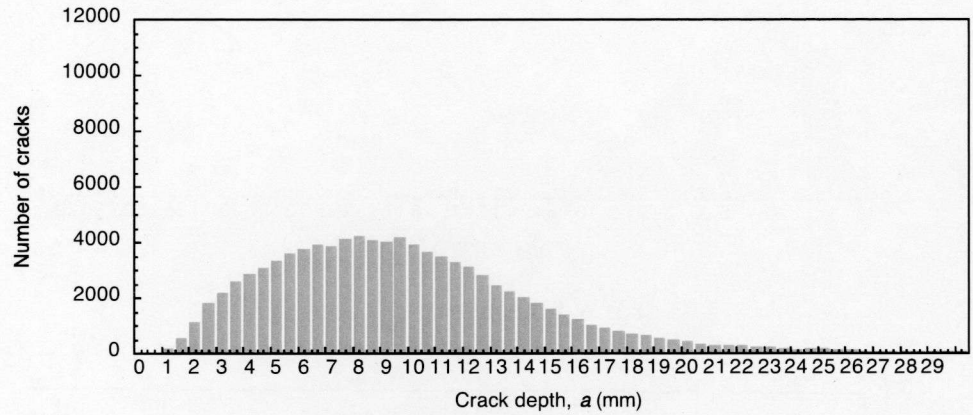
これまで，き裂深さを対象とした漏洩確率に関する検討を行ったが，構造物の寿命といった観点においては，漏洩に至った後の破断に関する検討も重要な因子となる．破断判定は極限荷重評価[6.1]を基に，以下の式（6.8）により行った．

$$
\begin{aligned}
&P_b' \le P_m \\
&P_b' = \frac{2\sigma_f}{\pi}\left(2\sin\beta - \frac{a}{t}\sin\theta\right) \\
&\beta = \frac{1}{2}\left(\pi - \frac{a}{t}\theta - \pi\frac{P_m}{\sigma_f}\right)
\end{aligned}
\tag{6.8}
$$

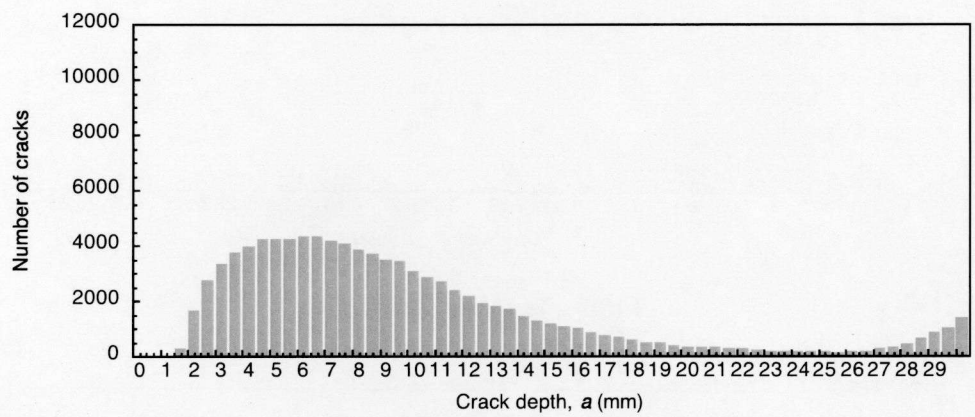
ここで，$P_b'$：塑性崩壊時の曲げ応力，$P_m$：膜応力（= 137 MPa），$\sigma_f$：流動応力（= 168.6 MPa[6.25]），$a$：き裂深さ，$t$：配管の板厚（= 39 mm），θ：き裂半角，β：中立軸の位置を示す角度である．破断判定に用いるき裂形状および評価対象である配管との関係を模式的に表した図を Fig. 6.31 に示す．この破断判定が行われるのは漏洩に達したき裂が対象となる[6.17]ため，破断判定は通常開先モデルに対してのみ行った．

まず，通常開先モデルを対象としたき裂進展解析により得られた，各条件に対する平均き裂長さの結果を Fig. 6.32 に示す．平均き裂長さの結果に関して，内表面近傍の残留応力が最も高い値を示

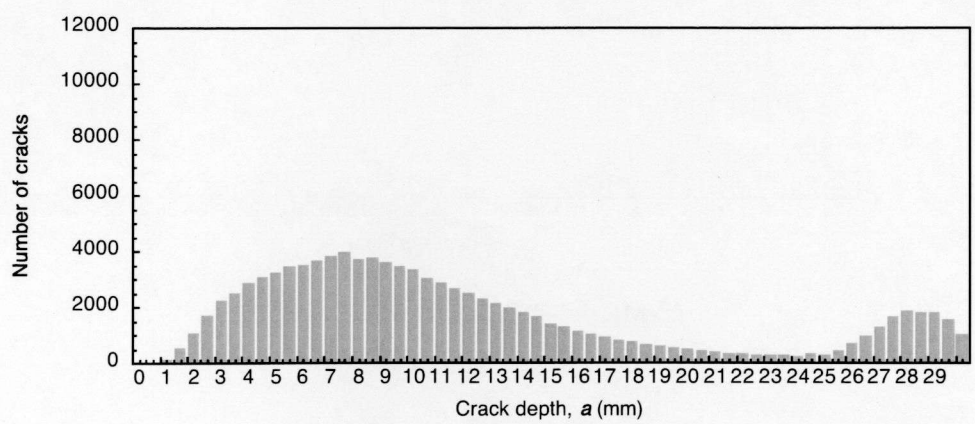
すのはWの条件であるにも関わらず，条件Wが最も進展が遅い結果が得られた．これは，き裂進展速度に対して表面機械加工により発生した塑性ひずみの影響を考慮することにより得られた結




(a) W for normal groove

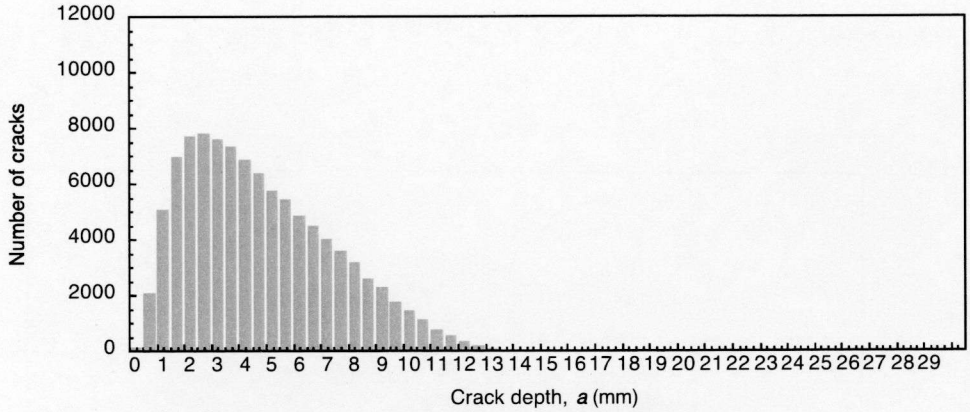



(b) M(45)+W for normal groove

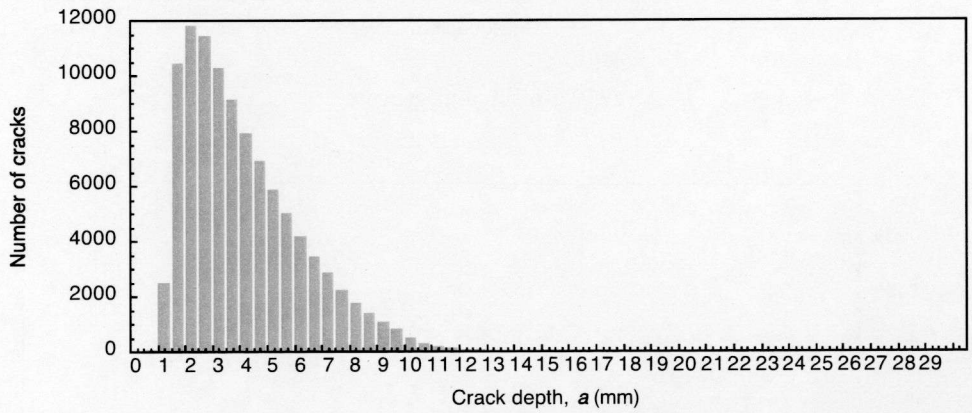



(c) M(100)+W for normal groove

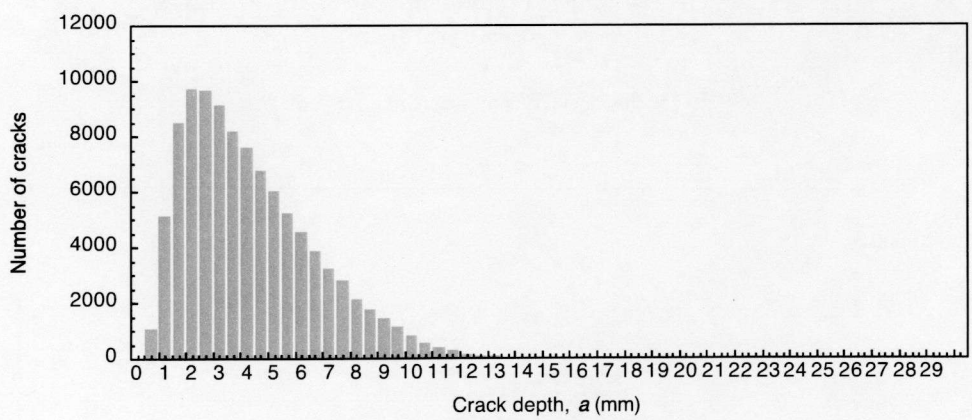
Fig. 6.30　Histogram of crack depth up to 30 mm in 60 years after start of operation.




(d) W for narrow groove




(e) M(45)+W for narrow groove




(f) M(100)+W for narrow groove

Fig. 6.30 Continued.

果であり，内表面を進展するき裂に対して表面機械加工が重要な因子であることが分かる．式(6.8)を基に算出した通常開先モデルに対する各条件での累積破断確率の結果を Fig. 6.33 に示す．累積破断確率の結果において W の条件での結果を示していないのは，解析対象期間とした 60 年において破断に至らなかったためであり，これは，き裂長さの十分な進展が得られなかったことに起因する．つまり，W の条件では漏洩に至ったとしても破断までに猶予があることが分かる．一方，M(45)+W，M(100)+W の条件において得られた累積破断確率の結果は，運転開始後においてそれぞれ，26.2，22.3 年より破断の可能性が発生しており，運転開始後 40 年における累積破断確率は，M(45)+W の条件において 0.0156 %，また M(100)+W の条件では 0.0373 %となる．これらの結果は Fig. 6.29 に示した累積漏洩確率の結果と同様の値を示している．すなわち，本検討で設定した十分に安全側に立った解析条件下では、機械加工の影響を考慮した場合には破断前漏洩が成立しない場合が起こりうる可能性が示唆された．この結果は表面機械加工を施した内表面でのき裂が速い進展を示したことに起因していることから，したがって，破断確率に関する検討を行う際には，溶接のみならず表面機械加工の影響を考慮することが重要となる．

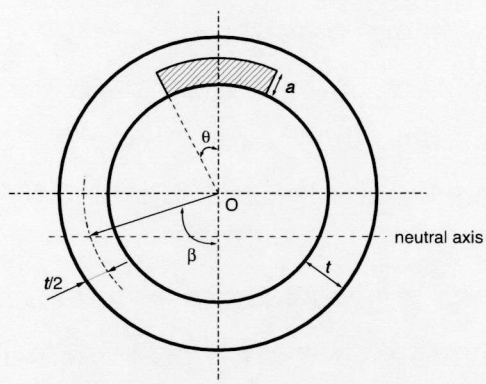



Fig. 6.31　Schematic illustration of relationship between crack geometry and pipe for failure assessment.

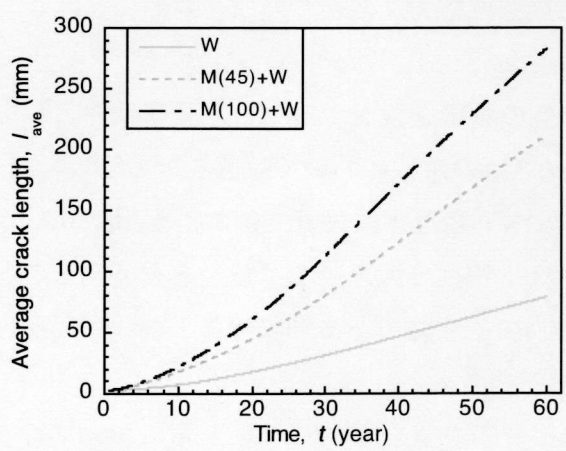



Fig. 6.32　Comparison of average crack length for each condition for normal groove model.

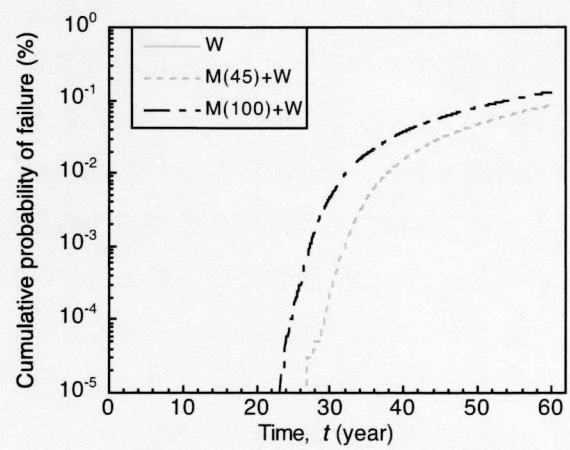



Fig. 6.33　Comparison of cumulative probability of failure for normal groove model.

## 6.6 結言

本検討では, BWR プラントの PLR 配管における SCC の発生過程および進展過程を含めた寿命におよぼす残留応力分布の影響を検討することを目的とし, 配管の溶接接合過程を対象とした表面機械加工後の突合せ溶接により配管に生じる残留応力分布の検討を行った. さらに, 得られた残留応力分布を基に, PASCAL-NP を用いた, 初期き裂の発生時間および初期き裂寸法, 残留応力分布, き裂進展速度のばらつきを考慮した確率論的破壊力学に基づいた配管の寿命評価を行った. 得られた主な結論を以下に示す.

(1) 600A 配管の溶接接合過程である表面機械加工後の多層突合せ溶接時に生じる残留応力に対して, 通常開先および狭開先モデルを対象として数値解析を行った結果, どちらのモデルを用いた場合でも, 溶接のみにより生じる軸方向残留応力分布は, 溶接中心の内表面近傍において引張残留応力を示すことを確認した. また, この残留応力値は通常開先と比較して狭開先モデルを用いた場合の方が低い引張残留応力値を示した. しかしながら, 表面機械加工の影響を考慮した場合の軸方向残留応力分布は, 溶接中心近傍では溶接のみにより生じる残留応力分布と同様の値を示すが, 内表面の溶接中心から 10 mm 程度の位置において-400 ~ -500 MPa 程度の極大圧縮残留応力を示し, 溶接中心から 18 mm 近傍において 500 ~ 900 MPa 程度の極大引張残留応力が生じることを示した.

(2) 表面機械加工の影響を考慮した数値解析において, 内表面における軸方向残留応力の溶接層ごとの履歴から残留応力生成機構に関する検討を行った結果, 溶接中心から 10 mm 程度の位置において生じる極大圧縮残留応力は, 加工層が残存している領域において比較的初期での溶接層が積層される際に生じる軸収縮により発生すると考えられる. また溶接中心から 18 mm 近傍に発生する極大引張残留応力は, 表面機械加工時の残留応力に溶接時の曲げ変形に起因して発生する応力が加算されることにより生じると考えられる.

(3) 軸方向残留応力分布のばらつきに及ぼす溶接入熱の影響を検討するため, 基準条件より小さな溶接入熱とした SQ および大きな溶接入熱とした LQ の条件において数値解析を行った結果, とくに, 溶接部近傍での残留応力の板厚分布において, 板厚中央付近ではおよそ 100 MPa 以下のばらつき, 内表面および外表面においては 200 MPa 程度と大きいなばらつきを有することを示した. これは, 溶接入熱の変化に伴い, 残留応力の生成源である軸収縮および曲げ変形の発生領域が溶接入熱とともに変化することに起因すると考えられる.

(4) 数値解析により得られた内表面における軸方向残留応力値を用いて, 第 5 章において行った SSRT の結果を基に初期き裂の発生時間および初期き裂寸法を算出し, 残留応力分布のばらつき, また, き裂進展速度のばらつきを考慮したき裂進展解析を, 確率論的破壊力学に基づいた

PASCAL-NP を用いて行った．その結果，累積漏洩確率は対象とした施工過程の条件に大きく影響を受け，溶接のみとした条件と比較して施工過程を考慮した条件のほうが高い確率で漏洩が発生することを示した．

(5) 極限荷重評価法により破断判定を行った結果，表面機械加工の影響を考慮した条件では，漏洩後に破断に至る可能性を示したが，溶接のみの条件では漏洩に至ったとしても解析対象期間の 60 年において破断は生じない結果となった．これは，き裂長さの進展速度に表面機械加工が大きく影響を与える結果であることから，破断確率に関する検討を行う際には表面機械加工の影響を考慮することが重要である．

## 第 6 章の参考文献


6.1) 日本機械学会，“発電用原子力設備規格 維持規格（2008 年版）”，JSME S NA1 – 2008.

6.2) 宮崎克雅，菅野智，望月正人，林真琴，白鳥正樹，于強，“影響関数法および固有ひずみ解析法による溶接残留応力場における表面き裂の応力拡大係数の評価”，日本機械学会論文集（A 編），第 65 巻，第 636 号（1999），pp. 61-67.

6.3) 宮崎克雅，沼田政宣，斉藤高一，望月正人，“配管端部から円周溶接部までの距離が残留応力と応力拡大係数に及ぼす影響 – 溶接残留応力場における SCC き裂進展評価（第 1 報）–”，溶接学会論文集，第 24 巻，第 1 号（2006），pp. 70-77.

6.4) 宮崎克雅，望月正人，“表面き裂の応力拡大係数とき裂進展挙動に及ぼす残留応力分布および部材形状の影響 – 溶接残留応力場における SCC き裂進展評価（第 2 報）–”，溶接学会論文集，第 24 巻，第 1 号（2006），pp. 78-86.

6.5) 寺前哲夫，田中良彦，松永智典，“配管の周溶接残留応力評価”，日本機械学会論文集（A 編），第 74 巻，第 741 号（2008），pp. 54-60.

6.6) 土井博昭，柴田悟，井上博登，岡田裕，矢川元基，“溶接残留応力取り込み機能を持つ原子力プラント用 FEM 自動き裂進展解析システムの検証解析”，日本機械学会論文集（A 編），第 76 巻，第 772 号（2010），pp. 1-6.

6.7) 白鳥正樹，三好俊郎，谷川克己，“任意分布力を受ける表面き裂の応力拡大係数の解析”，日本機械学会論文集（A 編），第 51 巻，第 467 号（1985），pp. 1828-1835.

6.8) 白鳥正樹，三好俊郎，谷川克己，“任意分布力を受ける表面き裂の応力拡大係数の解析（第 2 報，平板中の半だ円表面き裂に対する影響係数の解析とその応用）”，日本機械学会論文集（A 編），第 52 巻，第 474 号（1986），pp. 390-398.

6.9) 白鳥正樹，三好俊郎，酒井義明，張光栄，“任意分布力を受ける表面き裂の応力拡大係数の解析（第 3 報，丸棒中の半だ円表面き裂に対する影響係数の解析とその応用）”，日本機械学会

論文集（A 編），第 53 巻，第 488 号（1987），pp. 779-785.

6.10) 白鳥正樹，三好俊郎，酒井義明，“任意分布力を受ける表面き裂の応力拡大係数の解析（第 4 報，影響係数データベースの応力集中部材への応用)”，日本機械学会論文集（A 編），第 53 巻，第 492 号（1987），pp. 1651-1657.

6.11) 柴田勝之，鬼沢邦雄，李銀生，加藤大輔，“確率論的破壊力学解析コード PASCAL の開発と使用手引き”，JAERI-Data/Code 2001-011（2001）.

6.12) 小坂部和也，加藤大輔，鬼沢邦雄，柴田勝之，“原子炉圧力容器用確率論的破壊力学解析コード PASCAL2 の使用手引きおよび解析手法”，JAEA-Data/Code 2006-020（2006）.

6.13) 眞崎浩一，西川弘之，小坂部和也，鬼沢邦雄，“原子炉圧力容器用確率論的破壊力学解析コード PASCAL3 の使用手引きおよび解析手法”，JAEA-Data/Code 2010-033（2010）.

6.14) 伊藤裕人，鬼沢邦雄，柴田勝之，“確率論的破壊力学コード PASCAL-SC 及び PASCAL-EQ の使用手引き”，JAERI-Data/Code 2007-007（2005）.

6.15) 伊藤裕人，加藤大輔，小坂部和也，西川弘之，鬼沢邦雄，“原子炉配管溶接部に対する確率論的破壊力学コード PASCAL-SP の使用手引き”，JAERI-Data/Code 2009-025（2009）.

6.16) 伊藤裕人，加藤大輔，鬼沢邦雄，柴田勝之，“減肉配管構造信頼性解析コード PASCAL-EC の使用手引き”，JAERI-Data/Code 2006-001（2006）.

6.17) 宇田川誠，勝山仁哉，鬼沢邦雄，“Ni 基合金異材溶接部に対する確率論的破壊力学コード PASCAL-NP の使用手引き”，私信（2012 年中の公開に向けて準備中）.

6.18) J. Katsuyama, M. Udagawa, H. Nishikawa, M. Nakamura and K. Onizawa, “Evaluation of Weld Residual Stress near the Cladding and J-weld in Reactor Pressure Vessel Head for the assessment of PWSCC Behavior,” E-Journal of Advanced Maintenance, Vol. 2 (2010), pp. 50-63.

6.19) 原子力安全・保安院，“炉心シュラウド及び原子炉再循環系配管の健全性評価について −検討結果の整理−”（2004）.

6.20) W. Asano, J. Katsuyama, K. Onizawa, M. Mochizuki, M. Toyoda, “Effect of surface-machining and butt-welding on residual stress and hardness of type 316L stainless steel pipes”, Proceedings of 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2008), July 27-31, Chicago, Illinois, PVP2008-61441.

6.21) 独立行政法人 原子力安全基盤機構，“原子力用ステンレス鋼の耐応力腐食割れ実証に関する報告書（平成 15 年度版)”，(2004).

6.22) 望月正人，林真琴，服部敏雄，“多層溶接継手における溶接順序が残留応力に及ぼす影響”，日本機械学会論文集（A 編），第 62 巻，第 604 号（1996），pp. 75-81.

6.23) J. Katsuyama, W. Asano, K. Onizawa, M. Mochizuki and M. Toyoda, “Crack growth analyses of SCC under various residual stress distributions near the piping butt-welding”, Proceedings of 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (2007), July 22-26, San Antonio, Texas,

PVP2007-26574.

6.24) P. L. Andresen, P. W. Emigh, M. M. Morra and R. M. Horn, "Effects of Yield Strength, Corrosion Potential, Stress Intensity Factor, Silicon and Grain Boundary Character on the SCC of Stainless Steels", Proceedings of 11th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors (2003), pp.816-832.

6.25) 日本学術振興会 第 129 委員会, "金属材料高温強度データ集", 養賢堂 (1968).

# 第7章　総括

2011年に起きた東日本大震災を境に今後の原子力発電のあり方が問われるようになったものの，原子力プラントが存在する以上，更なる安全性を求めていくことが重要となる．そのために原因究明が望まれる重要な問題の一つが沸騰水型原子力発電プラントの再循環系配管に顕在化している応力腐食割れである．応力腐食割れに対しては，その発生要因の一つである力学的要因としての残留応力に注目が集まっており，実機プラントの寿命評価は，溶接により発生する残留応力分布等を用いて応力腐食割れの進展を評価することによりなされる．しかしながら，保守・保全といった観点からは，応力腐食割れの進展のみならず発生をも考慮した検討が重要であり，そのためには，実機配管での施工により発生する残留応力分布に関して，より詳細な検討が重要となる．

本研究では，まず，配管の溶接施工過程により発生する残留応力分布を詳細に把握するため，表面機械加工により発生する残留応力のみならず，表面機械加工後の溶接といった施工過程を施した場合の残留応力分布に関する検討を行った．得られた残留応力分布，および応力腐食割れ発生から進展に至るまでの微小き裂の時間変化に関する検討結果を基に，構造物の寿命に及ぼす残留応力の影響に関して検討を行うことを目的として研究を行った．以下に，本研究により得られた結論を総括する．

第1章では，1990年代以降の国内において報告された沸騰水型原子力発電プラントの応力腐食割れを中心とした事例についてまとめるとともに，低炭素オーステナイト系ステンレス鋼製の再循環系配管に顕在化している応力腐食割れの特徴を述べた．さらに，応力腐食割れは機械加工を施した表面により発生していること，その発生に対しては応力のしきい値が提案されていること，また，応力腐食割れの進展には溶接により発生する残留応力分布が用いられていることに関して言及するとともに，実機配管の溶接接合過程に注目することにより，本研究の目的を明確にした．

第2章では，応力腐食割れが表面機械加工を施した表面加工層において発生していること，また，応力腐食割れ発生に関する応力のしきい値が提案されていることに注目し，配管の内径合わせおよび表面仕上げのために配管の内表面に施される表面機械加工により発生する残留応力分布を把握することを目的として，シェーパー加工，および縦旋盤加工を施した試験体に対してX線回折法を用いた表面残留応力の測定を行った．また，電解研磨により表面を逐次除去することにより，残留応力の深さ分布の把握を行った．その結果，以下のような結論が得られた．

(1) 二次元切削状態としたシェーパー加工により発生する表面残留応力は，切削方向および切削幅方向ともに降伏応力を大きく上回るような値，かつ，切削幅方向の残留応力の方が高い値を示し，どちらの方向においても表面残留応力は切削速度の上昇とともに増加する傾向を示した．残留応力の深さ分布に関しては，被削表面から100 μm以上の引張残留応力層を有し，

この引張残留応力層は切削速度の増加とともに減少することを確認した.

(2) 三次元切削状態となる縦旋盤加工により発生する表面残留応力は，切削方向に関しては降伏応力を上回るような高い残留応力値を示すものの，送り方向に関しては，降伏応力以下，もしくは同程度の比較的低い値となることを示した．また，これらの表面残留応力は切削速度および送り速度の上昇とともに増加するが，湿式加工により減少することを示した．さらに，シェーパー加工とは異なり，残留応力の深さ分布は被削表面から 50 μm までにおいて圧縮応力に変化し，引張残留応力層に及ぼす加工条件の影響は明確には確認できなかった.

第 3 章では，実際の配管の溶接接合過程の多くの場合においては，表面機械加工を施した後に溶接が施されることから，表面機械加工により発生した残留応力が溶接により変化する可能性を有することに注目して，表面機械加工を施した試験体に対してビードオンプレート溶接を行い，X 線回折法を用いた残留応力測定を行うことにより，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動の把握を行った．また，表面機械加工条件および溶接条件が異なる場合に対しても同様の実験および測定を行うことにより，残留応力分布に及ぼす影響に関して検討を行った．さらに，表面近傍の硬さ分布変化の測定および組織観察を行うことにより，施工過程に伴う残留応力の変化挙動に関する考察を行った．その結果，以下のような結論が得られた.

(1) 表面機械加工後にビードオンプレート溶接を行った場合の表面残留応力分布は，溶接中心から 6 mm 程度の領域において，表面機械加工および溶接時に発生する残留応力よりも高い値を有する極大残留応力を示すことを明らかにした．この極大残留応力発生領域での残留応力深さ分布は，表面機械加工のみにより発生する残留応力の深さ分布とは異なり，より深い領域においても引張残留応力を示すことを確認した.

(2) 施工過程に伴い生じる残留応力分布に対する表面機械加工条件の影響を検討した結果，表面機械加工により発生する残留応力分布は，溶接金属および極大残留応力発生領域を除く残留応力分布に対して影響を与えることを示し，極大残留応力の発生位置および残留応力値への影響は確認できなかった．また，溶接条件の影響としては，全体的な残留応力分布のみならず，極大残留応力の発生位置にも影響を与えることを示した.

(3) ビッカース硬さ試験により施工過程に伴う残留応力変化挙動に関する検討を行った結果，溶接金属および溶融境界における硬さは母材と同様の硬さを示すが，硬さは溶接中心からの距離とともに上昇し，極大残留応力発生領域近傍において表面加工層と同等の硬さを示すことを確認した．また，組織観察の結果，硬さ低下は溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶が生じた結果であることを示した.

第 4 章では，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動に対して，表面機械加工時に生じる硬さの溶接熱サイクルに伴う低下が重要な因子であることに注目し，表面加工層に対して熱サイクルを付

与した場合の硬さ変化の整理を試みた．さらに，ビードオンプレート溶接を対象とした数値解析に対して，得られた熱サイクルに伴う硬さ変化を加算則として適用することにより，残留応力分布の変化挙動に関する数値解析を行った．残留応力分布に関する実験結果と数値解析結果を比較することにより数値解析の妥当性を検証し，さらに，数値解析により得られた結果を基に残留応力の生成機構に関する考察を行った．その結果，以下のような結論が得られた．

(1) 表面加工層に対して恒温熱時効試験を行い，硬さ変化から再結晶率を見積もるとともに，速度論的評価を行うことにより，表面加工層に対して熱サイクルが付与された場合に生じる硬さ変化はJohnson-Mehl型の式で整理可能であり，熱サイクルに伴う硬さ変化に対して加算則が適用可能であることを示した．

(2) ビードオンプレート溶接を対象とした数値解析に対して，熱サイクルに伴う硬さ変化の加算則，硬さと相当塑性ひずみの相関式，また，表面機械加工時の残留応力を考慮することにより，施工過程に伴う残留応力変化挙動を精度良く模擬することが可能であることを示した．さらに，溶接金属近傍及び極大残留応力発生領域を除く領域では，表面機械加工により発生する残留応力分布と，溶接時に発生する残留応力分布の加算が成り立つことを確認した．

(3) 数値解析により得られた結果を基に残留応力生成機構に関する検討を行った結果，極大残留応力は両端固定棒モデルにより説明される，溶接時の残留応力生成機構と同様の応力，塑性ひずみ履歴を示すことを確認した．この結果より，表面機械加工後の溶接により発生する極大残留応力は表面加工層が残存する領域において，溶接時の残留応力生成機構により発生することを明らかにした．

第5章では，構造物の寿命に比較的大きな影響を及ぼすとされている，微小き裂の発生，進展および合体を含む応力腐食割れの発生過程において，応力腐食割れの発生に関わる腐食・溶解現象や，微小き裂の進展速度が確率論的な性格を有していることに注目し，応力腐食割れの発生過程に対して確率論的な検討を試みた．まず，沸騰水型原子力プラント模擬環境下において低ひずみ速度引張試験を行い，試験体の表面に発生した応力腐食割れの観察を行うとともに，発生したき裂数及びき裂長さに関して統計的な評価を行った．さらに，き裂深さに関する統計的な評価を行うことにより，き裂深さの時間変化を応力および時間により整理した．その結果，以下のような結論が得られた．

(1) 沸騰水型原子力プラント模擬環境下において，種々のひずみまで低ひずみ速度引張試験を行った結果，どの条件においても微小な応力腐食割れの発生を確認することができ，また，発生した応力腐食割れのき裂数およびき裂長さの関係は対数正規分布に従うことを示した．

(2) き裂長さの確率密度分布を用いて算出したき裂深さの確率密度分布より，応力及び時間を関数としたき裂深さの時間変化を見積もった．さらに，得られたき裂深さの時間変化を基に，任意の応力に対応する応力腐食割れが発生過程から進展過程に達するまでの時間，および進展過程に至った際のき裂深さの確率密度分布を得た．

第6章では，第4章において構築した施工過程に伴う残留応力の変化挙動の評価が可能な数値解析手法を用いて，表面機械加工後の突合せ溶接といった配管の溶接接合過程を対象とした数値解析を実施することにより，実機配管に発生する残留応力分布の把握を行った．また，溶接時の入熱を変化させた条件において数値解析を行うことにより，残留応力分布のばらつきに対する溶接入熱の影響を検討した．さらに，内表面における残留応力から算出した応力腐食割れの発生時間，残留応力分布およびき裂進展速度のばらつきを考慮したき裂進展解析を行うことにより，種々の施工条件に対応する残留応力分布が配管の破損確率に及ぼす影響の検討を行った．その結果，以下のような結論が得られた．

(1) 配管の溶接接合過程を対象とした数値解析を行った結果，表面機械加工の影響を考慮した条件における軸方向残留応力の数値解析結果は，内表面の溶接中心から20 mm前後の領域において，溶接のみの数値解析により得られた残留応力よりも高い値を示す極大引張残留応力を持つことを示した．また，この極大引張残留応力は，表面機械加工時の残留応力に突合せ溶接時の曲げ変形に起因して発生する応力が加算されることにより生じることを示した．

(2) 残留応力分布のばらつきに対する溶接入熱の影響を検討した結果，軸方向残留応力の板厚分布は，溶接部に近い領域の方が大きな残留応力分布のばらつきを有することを確認した．これは，配管の突合せ溶接時の残留応力生成源である，軸収縮および曲げ変形が溶接部の近傍において発生することに起因すると考えられる．

(3) 内表面の軸方向残留応力から見積もった初期き裂発生時間，残留応力分布およびき裂進展速度のばらつきを考慮した，確率論的破壊力学に基づいたき裂進展解析を行うことにより，破損確率に及ぼす施工条件の影響を検討した結果，溶接のみとした施工条件に対して，表面機械加工の影響を考慮した場合の方が漏洩に至る確率が高いことを示した．また，溶接のみの条件では漏洩後の破断には至らない結果となったが，表面機械加工の影響を考慮した場合には漏洩後に破断に至る可能性があることを示した．この結果より，残留応力分布を用いて応力腐食割れの発生から進展を考慮した寿命評価を行う場合，配管の施工過程を考慮することが重要であることを示した．

以上のように，配管の溶接接合過程を対象とした種々の施工および施工条件により発生する残留応力分布を用いて，確率論的破壊力学に基づいた配管の寿命評価を行った結果，残留応力分布は配管の寿命に大きな影響を及ぼすことを示した．したがって，原子力発電プラントの更なる安全性向上のためには，応力腐食割れの進展に関する評価のみならず，応力腐食割れの発生から進展までを考慮した検討が重要であり，そのためには，配管の溶接接合過程において施される表面機械加工後の突合せ溶接といった，施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動を考慮することが重要である．

# 本研究に関する業績一覧

## 研究論文

(1) R. Ihara, J. Katsuyama, K. Onizawa, T. Hashimoto, Y. Mikami and M. Mochizuki, "Prediction of Residual Stress Distributions due to Surface Machining and Welding and Crack Growth Simulation under Residual Stress Distribution", Nuclear Engineering and Design, Vol. 241, No. 5 (2011), pp. 1335-1344.

(2) R. Ihara, T. Hashimoto and M. Mochizuki, "Residual stress variation due to piping processes of austenitic stainless steel", Journal of Physics: Conference Series, Vol. 379 (2012), 012050.

(3) 伊原涼平，橋本匡史，望月正人，"オーステナイト系ステンレス鋼製配管の溶接施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動"，材料，第 61 巻，第 12 号（2012），pp. 961-966.

## 国際会議録（査読付き）

(1) M. Mochizuki, J. Katsuyama, R. Ihara, H. Mori, Y. Mikami and K. Onizawa,"A Study of Redistribution of Residual Stress and Hardness due to Welding and Surface-Machining at Girth Welded Joint", Proceedings of ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference, PVP 2009-77706, Prague Czech, June (2009).

(2) R. Ihara, J. Katsuyama, K. Onizawa, T. Hashimoto, Y. Mikami and M. Mochizuki, "Prediction of Hardness and Residual stress Distribution Generated by Surface Machining and Welding in Low-carbon Austenitic Stainless Steel", Proceedings of International Conference on Pressure Vessel Technology 12, WRS2-4, Jeju Korea, September (2010).

(3) R. Ihara, T. Hashimoto and M. Mochizuki, "Residual Stress and Microstructure Evolution by Manufacturing Processes for Welded Pipe Joint in Austenitic Stainless Steel Type 316L", Proceedings of 19th International Conference on Nuclear Engineering, ICONE19-43347, Chiba, Japan (2011).

## 国際会議録（査読なし）

(1) R. Ihara, T. Hashimoto, M. Mochizuki and K. Nishimoto, "Prediction of Residual Stress Distributions due to Surface Machining and Welding and Crack Growth Simulation", International Conference on Welding Science and Engineering (WSE09), pp. 51-58, Shanghai, China, November (2009).

(2) R. Ihara, T. Hashimoto and M. Mochizuki, "Effect of Microstructure Evolution due to Processing History of Piping on Residual Stress Distribution in Austenitic Stainless Steel", Transactions of Structural Mechanics in Reactor Technology 2011 (SMiRT 21), Div-II 472, New Delhi, India, November (2011).

(3) R. Ihara, T. Hashimoto and M. Mochizuki, "Residual Stress Variation due to Manufacturing Processes

in Austenitic Stainless Steel", International Symposium on Materials Science and Innovation for Sustainable Society, Eco-materials and Eco-innovation for Global Sustainability (ECO-MATES 2011), PT 10-10, Osaka, Japan, November (2011).

(4) R. Ihara, S. Okano, T. Hashimoto, Y. Mikami and M. Mochizuki, "Visualization of Machining and Welding Residual Stress Variations by Numerical Simulation in Austenitic Stainless Steel", Proceedings of Visual-JW2012, No. 136, Osaka, Japan, November (2012).

**国内会議録**

(1) 伊原涼平，勝山仁哉，鬼沢邦雄，橋本匡史，三上欣希，望月正人，"切削加工により生じる残留応力分布の数値解析とき裂進展に及ぼす影響"，溶接構造シンポジウム 2009，講演論文集，pp. 393-396，大阪，2009 年 11 月．

(2) 伊原涼平，橋本匡史，三上欣希，勝山仁哉，鬼沢邦雄，望月正人，"溶接ならびに機械加工時の残留応力分布およびき裂進展挙動の評価"，日本保全学会 第 7 回学術講演会 要旨集，pp. 611-616，静岡，2010 年 7 月．

**国内会議発表歴**

(1) 伊原涼平，勝山仁哉，鬼沢邦雄，橋本匡史，三上欣希，望月正人，"オーステナイト系ステンレス鋼溶接部における機械加工時に発生する残留応力分布の解析的検討"，溶接学会 平成 21 年度秋期全国大会，徳島，2009 年 9 月．

(2) 伊原涼平，橋本匡史，三上欣希，勝山仁哉，望月正人，"オーステナイト系ステンレス鋼配管の機械加工による材料組織の微細化"，溶接冶金研究委員会創設 50 周年記念シンポジウム，大阪，2010 年 10 月．

(3) 伊原涼平，橋本匡史，望月正人，"機械加工による材料表面組織微細化が微視的残留応力および SCC 発生挙動に及ぼす影響"，グローバル COE プログラム「構造・機能先進材料デザイン教育研究拠点」第 4 回シンポジウム，2011 年 3 月．

(4) 伊原涼平，橋本匡史，望月正人，"熱サイクルに伴い生じる回復を考慮した施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動の解析"，グローバル COE プログラム「構造・機能先進材料デザイン教育研究拠点」第 5 回シンポジウム，2012 年 3 月．

(5) 伊原涼平，望月正人，"強加工層での溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶に基づいた残留応力変化挙動の考察"，第 208 回溶接冶金研究委員会，大阪，2012 年 8 月．

(6) 伊原涼平，岡野成威，橋本匡史，三上欣希，望月正人，"オーステナイト系ステンレス鋼における機械加工後の溶接による残留応力変化挙動の数値解析"，溶接学会 平成 24 年度秋期全国大会，奈良，2012 年 9 月．

**受賞歴**

(1) グローバル COE プログラム「構造・機能先進材料デザイン教育研究拠点」第 5 回シンポジウム，優秀ポスター賞 (2012).

# 謝辞

本論文にまとめた研究は，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 望月正人 教授の下で行ったものです．望月正人教授には博士前期課程での研究室配属以来，今日に至るまでの5年間，研究生活においてご指導，ご鞭撻を賜りました．

大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 南二三吉 教授，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 藤本慎司 教授，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 才田一幸 教授には副査をお引き受け頂き，本論文を完成させるにあたって貴重なご意見ならびに有益なご討論を頂きました．

また，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 三上欣希 助教，大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 岡野成威 特任助教，橋本鉄工株式会社 橋本匡史 博士には研究の計画から実施，結果の考察等，研究に関する様々な事項に関して丁寧なご指導，ご助言を頂きました．

さらに，本研究においては，表面機械加工の実験やき裂進展解析等において，各方面より多大なご支援とご協力を頂きました．

まず，本研究で行った表面機械加工の実験は，橋本鉄工株式会社 堺工場において実施させて頂いたものであり，林寛士 氏，田本栄司 氏をはじめとする橋本鉄工株式会社の各位より多大なご助言，ご協力を賜りました．さらに，本研究において使用したき裂進展解析は，独立行政法人 日本原子力研究開発機構において開発されたものであり，その使用にあたって，鬼沢邦雄 博士，勝山仁哉 博士，宇田川誠 氏には大なご助言とご協力を賜りました．

なお，博士後期課程の約3年間，グローバルCOEプログラム「構造・機能先進材料デザイン教育研究拠点」，および，卓越した大学院拠点形成支援プログラムにおいて，学生研究員として研究指導および研究資金のご支援を頂きました．

本論文は，以上の方々のみならず，お名前を挙げることができなかった方々を含む，多くの方々のご支援，ご協力によって完成させることができたものであり，ここに心から感謝の意を表します．

最後に，約9年間にも及ぶ長い大学生活を送ることができたのは，ひとえに両親の理解と支援によるものであることを記しておきます．