

Title	X線回折法による溶接残留応力の非破壊的評価と溶接過渡応力のその場計測に関する研究
Author(s)	辻, 明宏
Citation	大阪大学, 2016, 博士論文
Version Type	VoR
URL	<a href="https://doi.org/10.18910/55987">https://doi.org/10.18910/55987</a>
rights	
Note	

*Osaka University Knowledge Archive : OUKA*

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

Osaka University

博士学位論文

X線回折法による溶接残留応力の非破壊的評価と  
溶接過渡応力のその場計測に関する研究

辻 明宏

2016年1月

大阪大学大学院工学研究科



第1章 緒言.....	1
1.1 溶接残留応力の溶接構造物への影響.....	1
1.2 X線応力測定法の特徴と溶接残留応力評価手法としての現状.....	4
1.3 粗大粒・集合組織のX線応力測定法への影響.....	6
1.3.1 粗大粒の影響.....	6
1.3.2 集合組織の影響.....	7
1.3.3 粗大粒・集合組織以外の要因に関する考察.....	7
1.4 粗大粒・集合組織を有する材料へのX線応力測定法の適用に向けた従来の研究.....	9
1.4.1 粗大粒を有する材料におけるX線応力測定法.....	9
1.4.2 集合組織を有する材料におけるX線応力測定法.....	10
(a) 理想方位の回折強度分布から求める手法.....	10
(b) 高次のミラー指数の回折を用いる手法.....	11
(c) 集合組織の影響を受けない回折面を用いる手法.....	12
(d) 測定条件に応じた弾性定数を使用する手法.....	13
(e) 結晶の存在確率を用いて求める手法.....	14
1.5 本研究の目的.....	15
1.6 本論文の構成.....	16
参考文献.....	18
第2章 X線応力測定法の概要と溶接部への適用に向けての課題.....	25
2.1 緒言.....	25
2.2 X線応力測定法による応力測定理論.....	25
2.2.1 X線応力測定法の基本原理.....	25
(a) $2\theta$ - $\sin^2\psi$ 法の理論式.....	27
2.2.2 弾性変形モデルによるX線の弾性定数の算出.....	30
(a) Krönerモデルの理論式.....	31
2.2.3 Hondaらの手法の理論式.....	32
2.3 結晶の存在確率の決定法に関する検討.....	36
2.3.1 Hondaらが提案した結晶の存在確率決定法.....	36
2.3.2 EBSDを用いた結晶の存在確率決定法の提案.....	38
2.4 1軸応力状態の溶接部への先行知見の適用.....	42
2.4.1 実験要項.....	43
(a) 供試材料および4点曲げ試験片.....	43
(b) X線応力測定条件.....	44
(c) 4点曲げ試験実験条件.....	45

(d) EBSD による結晶方位解析条件.....	45
2.4.2 実験結果.....	46
(a) 溶接部の組織観察結果.....	46
(b) 提案手法によって決定された結晶の存在確率と X 線回折強度の比較.....	47
(c) $2\theta\text{-sin}^2\psi$ 法を用いた際の X 線応力測定結果と負荷応力の関係.....	48
(d) Honda らの手法を用いた際の X 線応力測定結果と負荷応力の関係.....	49
2.5 多軸応力状態の溶接部への先行知見の適用.....	50
2.5.1 多軸応力状態の集合組織を有する試験片の作成.....	50
2.5.2 実験要項.....	51
(a) Lz 試験片の作成.....	51
(b) X 線応力測定条件.....	51
(c) 4 点曲げ試験条件.....	51
2.5.3 実験結果.....	52
2.6 X 線応力測定法を溶接部に適用する上での課題.....	53
2.7 結言.....	54
参考文献.....	55
第 3 章 多軸応力状態における集合組織を有する溶接部の応力評価手法の構築.....	57
3.1 緒言.....	57
3.2 多軸応力状態の集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動に関する検討.....	57
3.2.1 Reuss および Voight モデルを適用した際の平均格子ひずみの算出.....	58
(a) 集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動が Reuss モデルに従う場合.....	59
(b) 集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動が Voight モデルに従う場合.....	60
3.2.3 実験要項.....	62
(a) Lz 試験片の作成.....	62
(b) X 線回折条件.....	62
(c) 4 点曲げ試験条件.....	62
(d) マクロな応力・ひずみの算出条件.....	62
3.2.4 負荷を加えた際の $2\theta\text{-sin}^2\psi$ 線図の変化.....	63
3.3 多軸応力状態の集合組織における応力算出法の提案.....	64
3.4 提案した応力算出法の検証.....	70
3.4.1 実験要項.....	70
3.4.2 実験結果.....	70
3.5 提案手法に対する考察.....	73
3.6 結言.....	73
参考文献.....	74

第4章 提案手法を用いた溶接継手の X 線残留応力測定.....	76
4.1 緒言.....	76
4.2 溶接時に相変態が生じない材料および生じる材料における溶接部の残留応力評価...	76
4.2.1 実験要項.....	76
(a) 供試材料.....	76
(b) 溶接条件.....	77
(c) 組織観察条件.....	78
(d) 応力弛緩法による残留応力測定条件.....	78
(e) X 線残留応力測定条件.....	79
4.2.2 溶接部に粗大粒を有する試験体における溶接残留応力評価.....	80
(a) 組織観察結果.....	80
(b) X 線応力測定結果.....	80
4.2.3 溶接部に集合組織を有する試験体における溶接残留応力評価.....	83
4.3 溶接部における X 線応力測定結果に対する考察.....	85
4.3.1 実験要項.....	85
4.3.2 実験結果.....	86
4.4 結言.....	87
参考文献.....	88
第5章 放射光を用いた溶接過渡応力のその場計測.....	89
5.1 緒言.....	89
5.2 溶接中過渡応力その場計測システムの構築.....	90
5.2.1 溶接過渡応力その場計測システムの概要.....	90
(a) システムの構成.....	90
(b) 応力算出法.....	92
(c) 回折角の補正方法.....	93
(d) 試験片の固定方法.....	94
(e) 高温引張試験.....	95
5.3 高温引張試験を用いた計測システムの検証と X 線的弾性定数の温度依存性評価.....	97
5.3.1 高温引張試験を用いた計測システムの検証.....	97
(a) 供試材料.....	97
(b) 高温引張試験条件.....	98
5.3.2 実験結果.....	99
(a) 引張試験結果.....	99
(b) 室温における負荷応力と測定値の関係.....	101
(c) 高温域における負荷応力と $2\theta$ - $\sin^2\psi$ 線図の傾きの関係.....	102
5.3.3 SM490A の X 線的弾性定数の温度依存性評価.....	104

(a) 実験要項.....	104
(b) X線の弾性定数の算出法.....	104
(c) 実験結果.....	105
5.4 溶接中の温度履歴の評価.....	106
5.4.1 実験要項.....	106
(a) FEMによる数値解析.....	106
(b) 熱電対による実測条件.....	107
5.4.2 実験結果.....	108
(a) 熔融池寸法の比較.....	108
(b) 温度履歴の比較.....	108
5.5 溶接中過渡応力のその場計測.....	109
5.5.1 実験要項.....	109
(a) 供試材料.....	109
(b) 溶接条件.....	110
(c) その場計測条件.....	110
(d) ラボ X線による測定条件.....	110
(e) 溶接中の相変態挙動の観察方法.....	110
5.5.2 実験結果.....	112
(a) 溶接中の相変態挙動.....	112
(b) 溶接中の応力変化.....	113
(c) オーステナイト相およびフェライト相に加わる相応力.....	117
5.6 結言.....	119
参考文献.....	120
第6章 総括.....	125
本研究に関する業績一覧.....	129

# 第 1 章 緒論

## 1.1 溶接残留応力の溶接構造物への影響

溶接，接合技術は，自動車，船舶，発電プラント，各種産業機器，橋梁，建築などの輸送機器や社会基盤構造物などを製造，維持する上で必要不可欠な技術である．しかし，一般に，急加熱，急冷却を伴う溶接施工においては，そのプロセスにおいて溶接部の熱膨張やその後の収縮が周囲に拘束され，それに起因した塑性ひずみが溶接金属およびその周辺に不均一に分布することで残留応力が発生する．残留応力は溶接構造物の破壊強度やき裂進展特性などの種々の構造性能に影響を及ぼす<sup>1)</sup>ことが知られており，残留応力の評価，制御が，構造信頼性を確保する上での重要な技術課題の1つとなっている．

構造物の損傷の約 80 %に何らかの形で関与している<sup>2,3)</sup>と言われる疲労破壊においては，残留応力は疲労き裂の進展に影響し，Fig. 1.1 に示すように引張残留応力は疲労強度を低下させる<sup>4,5)</sup>．また，Inoue, Komotori らは残留応力が疲労き裂の進展過程だけでなく，き裂の発生過程に対しても影響すると報告しており<sup>9-11)</sup>，疲労き裂の発生から進展まで残留応力がその特性に大きく影響することが明らかにされている．そのため，き裂周囲の応力分布だけでなく，き裂発生部の応力の大小も重要視されている．

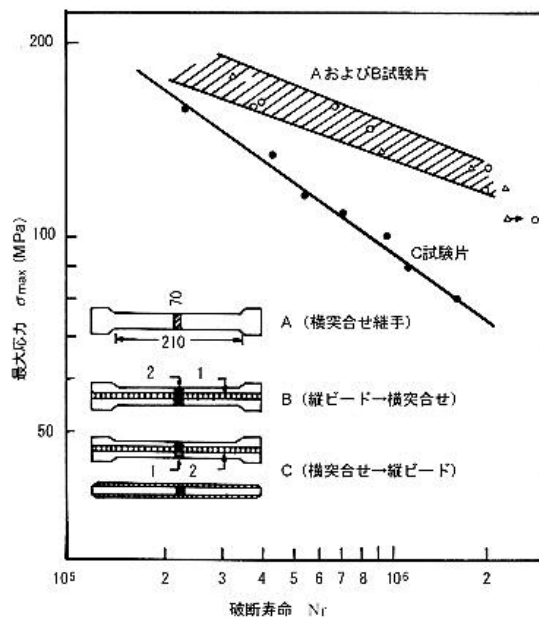


Fig. 1.1 Influence of welding residual stress on fatigue strength<sup>5)</sup>.



また、原子カプラントやパイプラインにおける重要な課題の 1 つである<sup>12,13</sup>応力腐食割れは、Fig. 1.2 に示すように材料要因、環境要因、力学要因の重畳により発生・進展するとされている<sup>14</sup>。引張残留応力は力学要因に相当し、応力腐食割れの発生・進展の駆動力となる<sup>15</sup>。応力腐食割れのき裂は、腐食環境による材料の劣化が重畳することで残留応力のみでも進展し得るため、疲労き裂の場合と同様に、き裂発生部の応力の大小だけでなく、き裂周囲の応力分布も重要視されている<sup>16,17</sup>。

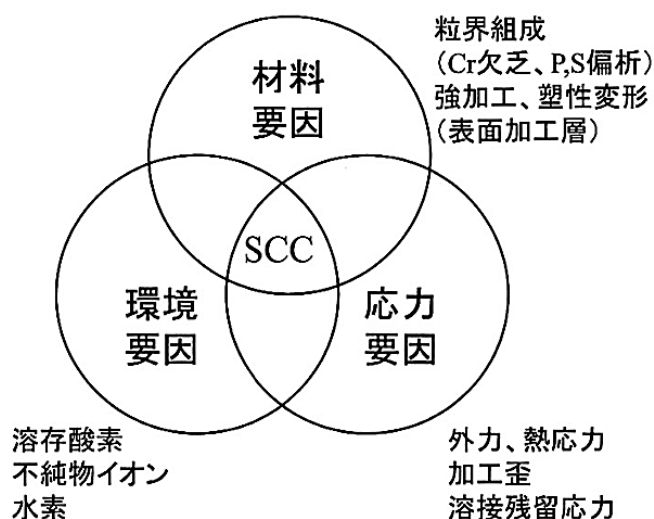


Fig. 1.2 Stress corrosion cracking due to three factors, material, environment and stress<sup>14</sup>).

さらに、構造物に致命的な損傷を与え、1995年の阪神淡路大震災においても多くの溶接構造物で確認された脆性破壊<sup>18</sup>)においては、引張残留応力は脆性き裂の発生を促す<sup>19,20</sup>。Fig. 1.3 に示すように引張残留応力が生じた際には脆性破壊強度は低下し、特にき裂や欠陥などに引張残留応力が生じた際には脆性破壊強度が著しく低下することが知られている。また、疲労や応力腐食割れ同様、残留応力はき裂の進展にも影響し、脆性き裂の進展方向を変化させる<sup>21,22</sup>。

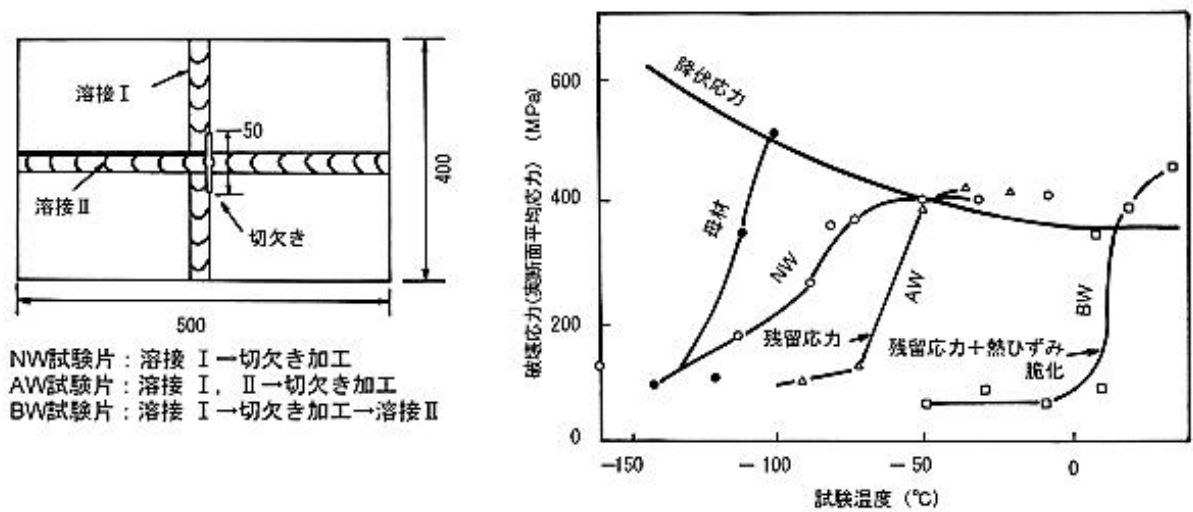


Fig. 1.3 Influence of welding residual stress on brittle fracture<sup>21)</sup>.

近年、高度経済成長期から 50 年余が過ぎ、当時建造された日本国内の構造物の中には高経年化を迎え、建て替え、建て直しの時期を迎えたものが多くある。日本各地の橋梁の主桁フランジ継手部や主桁ウェブと面外がセットの継手部などでは疲労損傷が<sup>23,24)</sup>、原子力プラントでは再循環系配管や原子炉出入口管台において高経年化による応力腐食割れが報告され<sup>12)</sup>、それらの補修、保全が急務となっている。一方で、溶接部では鋼材の高強度化が疲労特性の改善に結びつかないことや<sup>25)</sup>、耐食性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L やニッケル基合金 NCF600 などでも応力腐食割れの発生が確認されている<sup>26-28)</sup>ことなどから、今後構造信頼性を確保するためには、材料面からの検討だけでなく、残留応力に注目した力学面からの検討がより重要となると考えられる。そのため、溶接部に生じる残留応力をより正確に評価することが重要である。

さらに、溶接部においては、冷却過程における相変態・回復などの材料科学的因子が重畳した複雑な過程を経た結果として残留応力を生じる。そこで、溶接による応力を計測する際には、これらの影響を把握ならびに考慮した計測を行う必要があるが、現在広くなされている数値シミュレーションによる評価では、これらの材料的因子が必ずしも十分に考慮されていない可能性がある。そのため、溶接部の残留応力に対し、より効果的な対処を施し、その結果を今後の設計・製作・保守に活用していくためには、溶接後に残留する応力だけでなく、溶接中の過渡的な応力挙動にも注目する必要がある。そのためには、溶接中の過渡的な応力をその場計測する技術を確立することが必要不可欠である。

## 1.2 X線応力測定法の特徴と溶接残留応力評価手法としての現状

今日までに溶接残留応力評価のため、様々な評価手法が提案されている。解析的なアプローチとしては、コンピュータシミュレーションを活用した数値解析<sup>29,30)</sup>があり、実験的なアプローチとしては、応力弛緩法<sup>31)</sup>、穿孔法<sup>32)</sup>など対象の破壊を伴う手法や、磁歪法<sup>33)</sup>、回折法<sup>34-36)</sup>など非破壊的に応力を評価する手法などがある。数値解析は溶接部の残留応力評価に積極的に取り入れられており、例えば溶接時に相変態を伴う材料に対しては、相変態に伴う応力変化挙動を溶接部の冷却速度と関連付けてモデル化するなど<sup>37-40)</sup>、より高精度な計算手法が確立されている。しかし、ミクロな視点で見れば溶接中に生じる相変態や回復などの現象は材料組成や冷却速度だけでなく、旧組織の粒径、凝固偏析、結晶方位など様々な材料科学的因子によっても影響されるが、これらを現状の数値解析手法にフィットするようなモデルで表すことは極めて困難であり、数値解析によるアプローチのみで正確な残留応力評価を行うことは必ずしも現実的ではない。さらに、現実を忠実に模擬した詳細な解析モデルを作成できたとしても、解析モデルを検証するための何らかの実測値が必要である。そのため、回折法のような非破壊的な手法による実験的アプローチを通じて、溶接部の残留応力を詳細にかつ正確に実測することが重要である。

Fig. 1.4 に示すように、X線応力測定法は評価手法の中では唯一非破壊的に応力を評価し得る手法であり、なおかつ、空間分解能も優れている。また、破壊の発生起点となりやすい材料極表面の残留応力を評価でき、効果的な溶接残留応力評価手法として様々な材料・構造物への適用が大いに期待されている。さらに、非破壊的計測という特徴を有することからも、その特徴を活かし溶接過渡応力のその場計測に用いることが期待できる。しかし、X線応力測定法の測定理論自体は長い歴史を有するものの、近年まで溶接部に対してはほとんど適用されて来なかった。

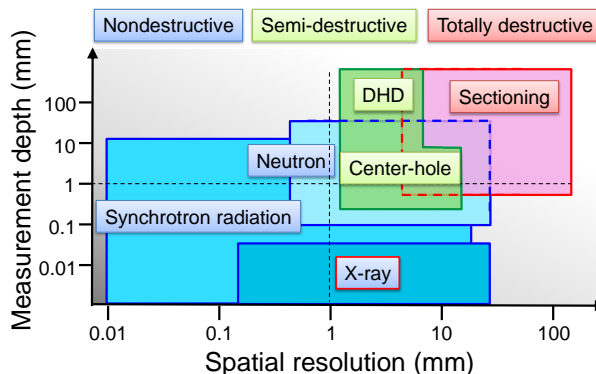


Fig. 1.4 Penetration depth for iron and beam irradiation area size of quantum beam.

X線応力測定法は1930年代初頭にドイツで原理が発表され、非破壊かつ局所的な残留応力の評価ができる唯一の手法として注目を浴びた<sup>41)</sup>。1953年、Christensonらによって計数管を用いた $2\theta\text{-sin}^2\psi$ 法<sup>42)</sup>が提案されると、世界的に広く用いられるようになった。1960年代になるとX線応力測定専用の装置が登場し始め、広く工業的に実用されるようになり、研究も盛んに行われ、様々な知見が得られた<sup>41,43)</sup>。1970年代になると溶接部へのX線応力測定法の実験的な適用や、実構造への適用の機運が表れ始めた<sup>44)</sup>。しかし、X線応力測定法を溶接部へ適用した際に、それまで主流となっていたひずみゲージを用いた応力弛緩法や穿孔法の結果と一致しないことがしばしば起きており、溶接部の評価においては対外的な信頼性が得られなかった。さらに、既に数多くの適用事例があり、十分な精度も得られるひずみゲージを用いた応力弛緩法や穿孔法で十分という雰囲気もあり、X線応力測定法がひずみゲージなどに代わる評価手法として注目された、一方で、溶接部にはほとんど適用されてこなかった。

しかし、近年の構造物の大型化、使用環境の過酷化などに伴い、溶接部およびその周辺部の非破壊的かつ高空間分解能な残留応力測定の要望は改めて強まりつつある。そのような機運の中で、2004年より日本材料学会のX線材料強度部門委員会が溶接部残留応力測定小委員会を設立し、共同研究グループによる従来システムを用いた溶接部残留応力測定のラウンドロビン試験が3段階に分け行われ、溶接部残留応力測定のガイドライン作成が試みられている<sup>45)</sup>。また、近年の応力測定機器の進歩などに伴い、より高精度に、かつ、簡便に応力測定が可能になったことから、半ば強引に溶接部へ適用しようとした試みも増えつつある<sup>46-48)</sup>。

このように、溶接部への適用に向けた取り組みが積極的に行われつつあるものの、あらためて俯瞰してみると適用実績や先行知見が未だ乏しいと言わざるを得ないのが現状である。特に、溶接部への適用を困難にさせる要因として、後述するように、溶接部の粗大粒・集合組織に対する明確な対策手段が確立されておらず、X線応力測定法が溶接部の応力評価手法として確立されているとは言い難い。そのため、現状では溶接部の残留応力評価にX線応力測定法を用いることには種々の困難を伴う場合が多い。そこで、次節より粗大粒・集合組織のX線応力測定法への影響を述べるとともに、粗大粒・集合組織に関する先行研究を述べ、それらの知見を溶接部に適用する際の課題について整理する。

### 1.3 粗大粒・集合組織の X 線応力測定法への影響

X 線応力測定法は、ひずみの変化を回折角の変化として捉え、回折角の変化を応力に換算する非破壊的な手法である。その換算方法についてはいくつかの方法が提案されているが<sup>42,49,50)</sup>、その中でも、 $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法が世界的に最も広く使用されている。 $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法は試料表面法線と格子面法線のなす角( $\psi$  角)に対するひずみの変化を回折角  $2\theta$  の変化としてとらえ、応力を算出する手法である。結晶粒が十分細かく、等方弾性体である場合、 $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  は線形関係を有し、 $\sin^2\psi$  変化に対する  $2\theta$  の変化の傾向(傾き)から応力を算出できる。しかし、粗大粒や集合組織が生じた場合、 $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  の線形関係が崩れ、測定精度が低下する。以下に粗大粒・集合組織の X 線応力測定法への影響について、 $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法を一例として詳細に述べる。

#### 1.3.1 粗大粒の影響

X 線を照射した際、照射領域内に含まれる結晶粒の中で、Bragg の条件を満足した結晶粒からのみ回折 X 線が得られ、回折角を評価できる。そのため、照射領域内に Bragg の条件を満足する結晶粒が多いほど回折 X 線の強度は増加し、測定精度は向上する。精度良い測定を行うためには照射領域内に回折に寄与する結晶粒が 5000 個ほど存在すると良いとされている<sup>51)</sup>。しかし、粗大粒が生じた場合、照射領域内の結晶粒が相対的に減少し、Bragg の条件を満たす結晶粒が激減する。その結果、十分な精度の回折 X 線を得ることが難しく、Fig.1.5 に示すように回折角  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  との関係にばらつきが生じる。ばらつきが生じた  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図から求める応力には誤差が生じることになる。粗大粒の問題は照射領域と、その領域内の結晶粒のサイズに関する相対的な問題であり、日本材料学会では、結晶粒径約 30  $\mu\text{m}$ 、照射領域 14  $\times$  10  $\text{mm}^2$  を粗大粒の基準としている<sup>51)</sup>。

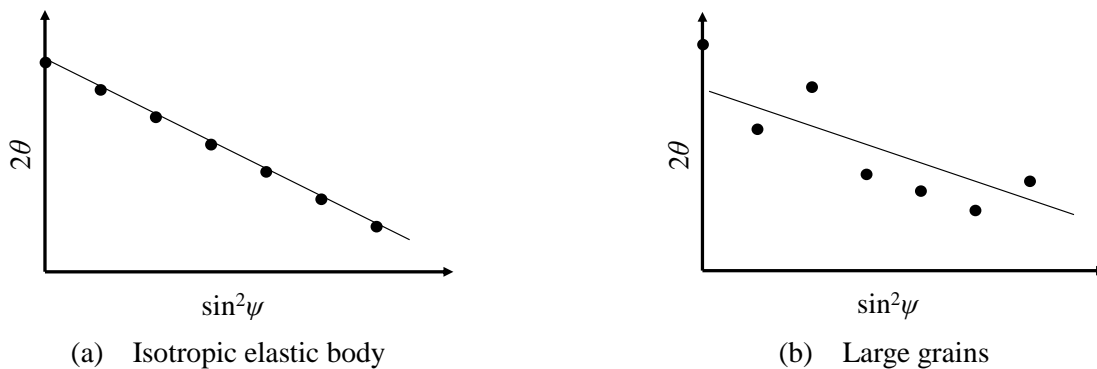


Fig. 1.5 Schematic illustration of influence of large grains for  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  diagram.

### 1.3.2 集合組織の影響

$2\theta$ - $\sin^2\psi$  法は  $\psi$  角に対する回折角  $2\theta$  の変化を応力値に換算するものである。ただし、回折角  $2\theta$  の変化を応力値に換算する上で、回折角  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  との関係は線形関係になければならず、線形関係が成り立つのは等方弾性体のみである。一方、集合組織が生じた場合、弾性異方性が生じ、Fig. 1.6 に示すように回折角  $2\theta$  は  $\sin^2\psi$  に対してうねりを有する。その結果、粗大粒の場合と同様に測定される応力に誤差が生じる。

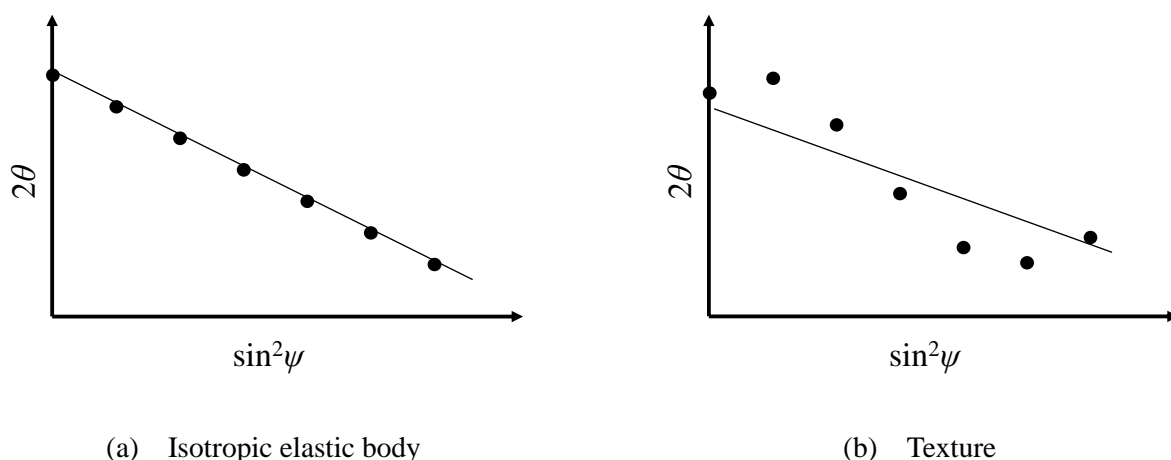


Fig. 1.6 Schematic illustration of influence of texture for  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  diagram.

### 1.3.3 粗大粒・集合組織以外の要因に関する考察

X線応力測定法を用いる上で、粗大粒と集合組織の問題の他に、3軸応力問題や、相応力の問題が度々挙げられる。

まず、3軸応力問題は材料極表面において介在物などが生じる場合に生じる。そもそも、実験室で用いるようなX線は金属材料への侵入する深さが極めて浅く、材料極表面の応力を測定しているため、X線応力測定法では平面応力状態を仮定するのが一般的である。しかし、材料極表面に介在物が存在する場合には、面外方向の応力が解放されず、材料表面近傍にもかかわらず3軸応力状態になることが報告されている<sup>52,53</sup>。ただし、3軸応力問題に対しては既にDölleやHaukらによる3軸応力解析法<sup>54</sup>や、Hanabusaによる材料表面近傍における2軸、3軸応力状態のクライテリオン<sup>52</sup>などが提案されている。さらに、介在物のサイズが小さい場合、3軸応力状態は生じないため<sup>52</sup>、一般的な構造用材料の溶接部を対象とするならば、3軸応力問題が生じる可能性は低いと考えられる。

次に、相応力の問題は材料が複数の相を有する場合に生じる。複数の相を有する材料に X 線を照射した場合、各相は異なる格子間距離を有するため、Fig. 1.7 に示すように、異なる回折角に回折強度曲線が得られる。それぞれの回折強度曲線から得られる応力は各相にそれぞれ加わる応力であり、相応力と呼ばれる。相応力は材料全体に加わるマクロな応力に相間の相互作用によるミクロな応力(内部応力)が重畳した応力であるため、マクロな応力とは一致しない<sup>55,56</sup>。そのため、複数の相が存在する材料に対し X 線応力測定法を用いた場合、測定結果は切断法や穿孔法の測定結果と一致しない。相応力の問題に対しては複合則が提案されており、各相の応力と体積比からマクロな応力が得られることが実験的に証明されている<sup>55,57</sup>。ただし、相応力の影響が顕著に出るのは 2 相ステンレス鋼のように各相の比が近い場合であり<sup>58,59</sup>、鋼中の炭化物の場合ように、第 2 相の体積比が小さい場合にはほとんど影響しない<sup>60</sup>。そのため、一般的な構造用材料の溶接部において相応力の問題が生じる可能性は低いと考えられる。

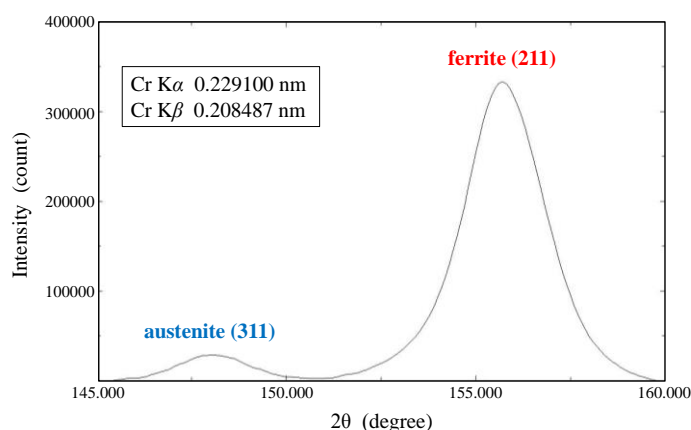


Fig. 1.7 Diffraction peak from the composite material composed of austenite and ferrite.

以上のように、3 軸応力問題と相応力の問題は X 線応力測定法を用いる上で粗大粒や集合組織と同様に度々議論されるが、これらの問題が一般的な構造用材料の溶接部において問題になる可能性は、粗大粒や集合組織の場合と比べると小さいと考えられる。さらに、この 2 つの問題は測定精度自体に影響を与えず、3 軸応力解析や複合則により測定結果を再解析すれば解決できる。一方で、粗大粒と集合組織は測定精度に直接影響する問題であり、測定後のデータを再解析することで解決することはできない。さらに、粗大粒と集合組織の問題は溶接部で必ず生じる問題である。そのため、X 線応力測定法を溶接部に対して適用する上で優先的に解決すべき問題は粗大粒と集合組織への対策と言える。そこで、本研究では粗大粒と集合組織に注目して検討を進める

## 1.4 粗大粒・集合組織を有する材料への X 線応力測定法の適用に向けた従来の研究

### 1.4.1 粗大粒を有する材料における X 線応力測定法

粗大粒を有する材料に対しては揺動法が提案されている。揺動法は光学系もしくは試料を揺動させることで見かけ上の照射面積を拡大させ、回折に寄与する結晶粒を増加させることで測定精度の向上を狙う手法である。揺動法は入射 X 線揺動法と試料揺動法に分類される。

入射 X 線揺動法は Fig. 1.8 に示すように入射 X 線を試料に対して揺動する方法である。試料を動かさないことから大型の溶接構造物に対しても適用が可能である。しかし、入射 X 線を揺動させるための特別なゴニオメータが必要であり、汎用性に欠ける。

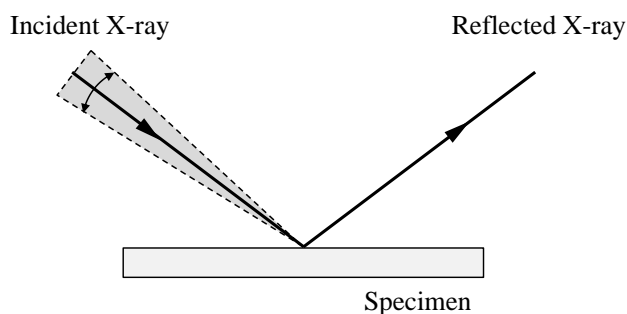


Fig. 1.8 Schematic image of incident X-ray oscillation technique.

試料揺動法は光学系に対し試料を揺動させる方法である。Fig. 1.9 (a), (b)に示すように、試料揺動法は試料を面内方向に平行移動もしくは回転させる方法と、面外方向に揺動させる方法に分類される。特別なゴニオメータは必要なく、汎用的な方法であり、近年の応力測定装置にも積極的に導入されている。しかし、試料を揺動させる必要があるため、大型の試験体に対しては適用が困難である。



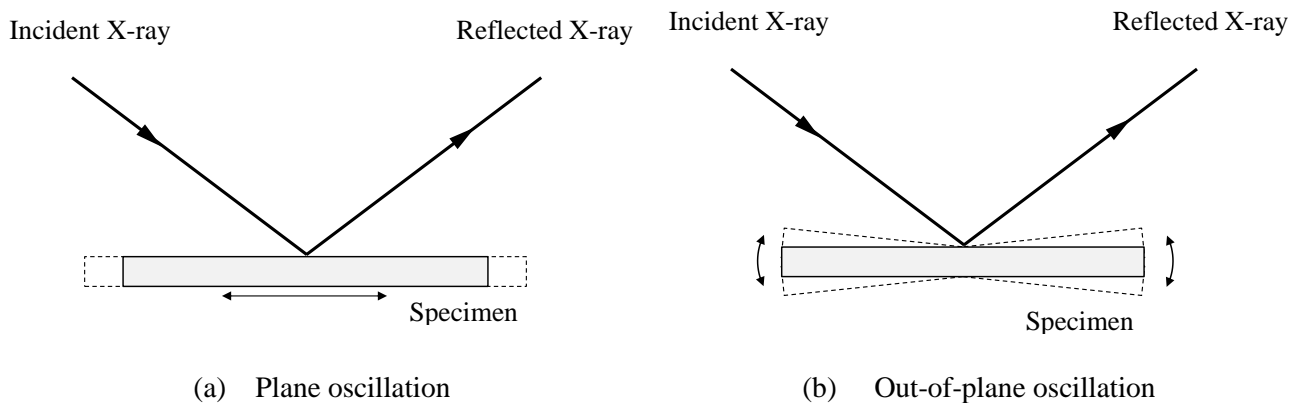


Fig. 1.9 Schematic image of specimen oscillation technique.

適用事例として、Chiku らは最大  $50\ \mu\text{m}$  の粗大粒を有する鉄系材料を対象に、入射 X 線揺動法を適用しており、揺動法の効果を確認している<sup>61,62)</sup>。また、Miyagawa らは複数の揺動を組み合わせた複合揺動法を最大  $150\ \mu\text{m}$  の粗大粒を有するオーステナイト系ステンレス鋼に適用し、高精度な X 線応力測定を実現させている<sup>63)</sup>。さらに、Saito らは中性子応力測定に揺動法を適用し、最大  $1\ \text{mm}$  の粗大粒を有するアルミニウム合金の応力測定を行っている<sup>64)</sup>。

以上のように、粗大粒に対しては揺動法が提案されており、材料や応力場に応じた揺動法を適用することで大抵の粗大粒の問題は解決できる。さらに、面内揺動を除けば、揺動法は対象の応力状態の影響をほとんど受けず、対象の応力場に関わらず適用が可能である。そのため、溶接部に生じる粗大粒についても、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法に揺動法を組み合わせることを基本に溶接部に適した手法を確立することで解決できると考えられる。

#### 1.4.2 集合組織を有する材料における X 線応力測定法

集合組織に対しては  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法に替わる応力測定理論がいくつか提案されている。以下にこれまでの知見をまとめ、それらを溶接部に適用する際の問題点について述べる。

##### (a) 理想方位の回折強度分布から求める手法

Dölle, Hauk らは立方晶金属における理想方位の回折強度分布を利用する方法を提案している<sup>65,66)</sup>。集合組織が単結晶に近い場合、結晶方位の偏りが顕著になるため、特定の角度( $\psi$  角)近辺のみ強い回折が生じる。立方晶金属において 2 つの回折面  $\{h_1k_1l_1\}$ ,  $\{h_2k_2l_2\}$  面のなす角  $\varphi$  は次式より求めることができる。

$$\cos \phi = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{\sqrt{(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2)(h_2^2 + k_2^2 + l_2^2)}} \quad (1.1)$$

例えば、理想的に<100>配向した集合組織に対し、{211}、{311}面で回折角を求める場合、{211}面の場合  $\psi = 35, 65 \text{ deg}$  付近、{311}面の場合  $\psi = 25, 75 \text{ deg}$  付近でそれぞれ強い回折が得られる。Dölle, Hauk らの提案はこれら 2 点の回折角の変化から応力を算出する方法であり、この手法は一般に 2 点法と呼ばれる。式(1.2)に 2 点法の基礎式を示す。なお、 $K$  は応力定数である。

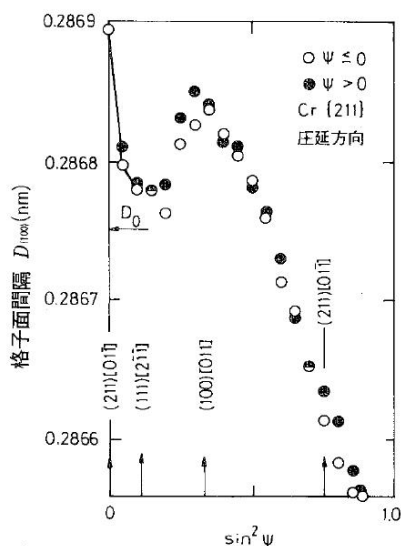
$$\sigma = K \frac{2\theta_1 - 2\theta_2}{\sin^2 \psi_1 - \sin^2 \psi_2} \quad (1.2)$$

適用事例として、Yoshioka らは冷間圧延した軟鋼の応力測定を<sup>67)</sup>、Akita らは Ni 基合金溶接部の X 線の弾性定数と残留応力の評価を行っている<sup>46)</sup>。しかし、2 点法は  $\psi$  角を大きくとる必要があり、測定対象と光学系との干渉や X 線の遮蔽に十分な注意が必要であるため、複雑形状を有する対象には適用し難い。また、汎用の X 線応力測定装置では測定対象とゴニオメータとの干渉や X 線の遮蔽を避けるため、 $\psi$  角は 45 ~ 50 deg 未満に抑えられており、2 点法を用いることは難しい。さらに、実験室レベルの X 線ではノイズを多く含むため、1 測定あたりの回折角の測定精度はそれほど高くない。そのため、 $2\theta\text{-}\sin^2\psi$  法では 5 点以上の回折角を用いて応力測定することが推奨されているのに対して<sup>51)</sup>、2 点法は 2 点のみの回折角から応力を算出するため、測定精度が必ずしも高くない。そのため、集合組織に加え、粗大粒の影響も重畳する溶接部には適用が難しいと考えられる。

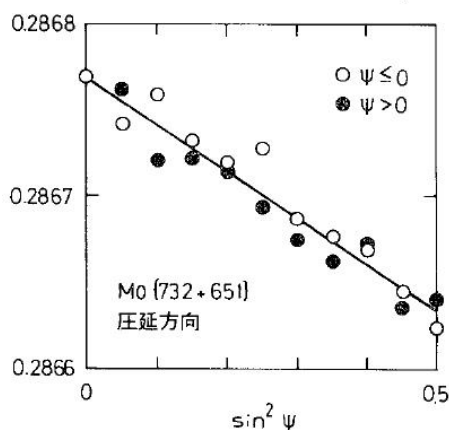
#### (b) 高次のミラー指数の回折を用いる手法

Hauk らは高次のミラー指数の回折を用いる手法を提案している<sup>68,69)</sup>。Fig. 1.10 に冷間圧延された St52 鋼(高張力鋼)から得られた  $2\theta\text{-}\sin^2\psi$  線図を示す。Fig. 1.10 (a)に示すように、Cr 管球の X 線を用いて{211}面で測定した場合、わん曲が明確である。一方、Fig. 1.10 (b)に示すように、Mo 管球を用いて{732 + 651}面で測定すると直線分布が得られている。これは{732 + 651}面の測定は多数の結晶のひずみを平均化しており、さらに{732}、{651}面について計算したそれぞれの非線形性が互いに平均化されて二重線として直線になると考えられている。しかし、{732}、{651}面はそれぞれ弾性定数が異なるが、弾性定数の異なる 2 つの回折面を用いた場合の応力定数の取り扱いについては触

れられていない。また、塑性変形が生じた場合、回折面ごとに異なる挙動を示すことが知られているが、その場合の{732}, {651}面の測定値の取り扱いについても明らかにされていない。そのため、確立された手法とは言い難く、溶接部への適用も難しいと考えられる。



(a) Cr X-ray {211}



(b) Mo X-ray {732 + 651}

Fig. 1.10  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  diagram from different diffraction plane<sup>69)</sup>.

### (c) 集合組織の影響を受けない回折面を用いる手法

Dölle, Honda らは多結晶中の様々な回折面の変形挙動を観察しており、{100}面や{222}面のよう  
に{ $h00$ }, { $hhh$ }で表される回折面を用いる手法を提案している<sup>70,71)</sup>。Dölle, Honda らは{ $h00$ }, { $hhh$ }  
で表される回折面を用いた場合、集合組織が生じている場合でも  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図にうねりが生じない  
ことを種々の実験から明らかにしており、これらの回折面を用いることで Fig. 1.11 に示すように、  
集合組織の有無に関係なく応力測定が行えるとしている。しかし、塑性ひずみが生じた場合、回折  
面ごとに異なる挙動をとることが知られており、特に{ $h00$ }, { $hhh$ }で表される回折面は機械的な挙  
動と乖離しやすいことが知られている。また、これらの回折面は多重度因子が小さく、測定時の回  
折強度が弱いため、測定時間の増大と測定精度の低下を生じやすい。さらに、これらの回折面は回  
折角が小さく汎用の応力測定装置では測定すること自体が難しい。そのため、{ $h00$ }, { $hhh$ }で表さ  
れる回折面を用いる手法を溶接部に適用するには多くの制約が存在し、さらに塑性ひずみの影響も  
懸念されるため、溶接部への適用は難しいと考えられる。

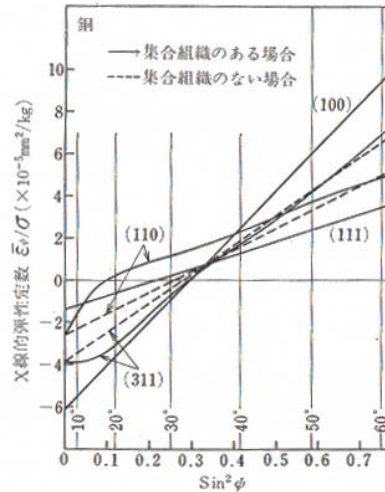
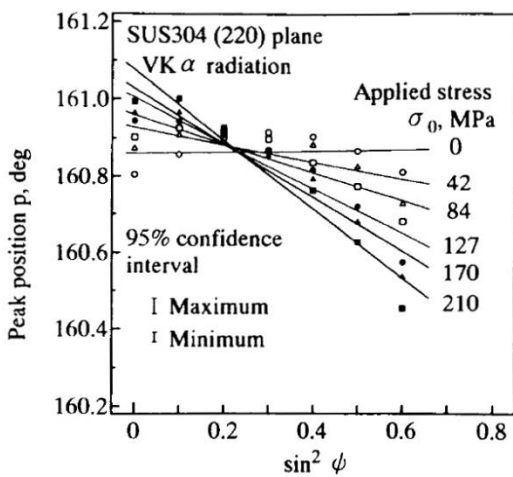


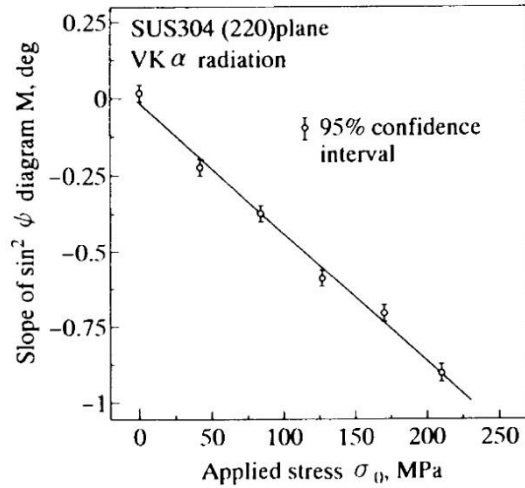
Fig. 1.11  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  diagram from different diffraction plane in texture<sup>71)</sup>.

#### (d) 測定条件に応じた弾性定数を使用する手法

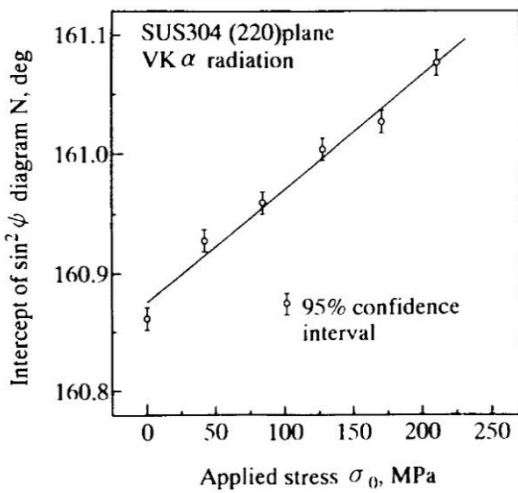
Kurita らは集合組織を有する材料に対し、 $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法を適用した際の  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図の変化について観察しており、測定対象、測定条件に応じた弾性定数を用いる手法を提案している<sup>72)</sup>。一般に集合組織を有する材料の場合、各  $\psi$  角に対する回折角  $2\theta$  は  $\sin^2\psi$  に対して波打つが、彼らは  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  との関係に対し最小二乗法によってあてはめた直線の勾配は、負荷応力とともに直線的に変化することを示している。さらに任意の負荷を加えた際の  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図の傾きの変化から仮の X 線的弾性定数を求め、測定条件、測定対象に応じた仮の X 線的弾性定数を使用することで、負荷応力とほぼ同じ値を得ることを示している。この手法を用いれば集合組織を有する材料の場合でも簡便に応力評価が可能であるが、測定条件、測定対象に応じた X 線的弾性定数を逐一実測する必要がある。その際には対象、もしくは同一の集合組織を有する別サンプルから引張試験や 4 点曲げ試験のための試験片を作成する必要がある。また、溶接部に適用する場合、測定条件は対象の材料、形状、測定時間の制限などの制約により測定ごとに変化するため、栗山の提案した手法を溶接部に対してそのまま適用するのは難しいと考えられる。



(a) Relationship between load stress and  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  diagram



(b) Relationship between load stress and slope of  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  diagram



(c) Relationship between load stress and  $2\theta$  at  $\psi=0$

Fig. 1.12 Measuring of X-ray elastic constant of texture<sup>72)</sup>.

(e) 結晶の存在確率を用いて求める手法

Honda, Yoshioka, Yashiro, Ejiri らは、多結晶体を構成している個々の結晶粒の変形挙動について弾性異方性を考慮した弾性解析を行い、集合組織を有する材料における X 線応力測定法について検討を行っている<sup>73-77)</sup>。彼らは多結晶体中にある 1 つの結晶粒に注目し、1 つの結晶粒が有するひずみと X 線回折から得られるひずみを結晶の存在確率を用いて関連付け、集合組織の応力-ひずみ挙動と X 線応力測定結果との関係について検討を行っている。(a)から(d)で示した応力測定法では、特定の  $\psi$  角や回折角、弾性定数を用いるなど、測定法について工夫がなされているのに対し、Honda

らの手法では測定結果の解析法に対し工夫がなされている。測定自体は  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法と同じ要領ででき、理論上、回折面や光学系に関して特別な制約がない。また、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法のように複数回の測定結果から応力を算出するため、高い測定精度も期待できる。そのため、Honda らの提案手法は X 線応力測定法の溶接部への適用に向けた議論において、注目すべき手法であると言える。

以上のように、集合組織に対しては新しい応力測定法が提案されていることから、溶接部に生じる集合組織に対しては、Honda らの提案手法を基本として溶接部に適した手法を確立することで解決することが出来ると考えられる。

## 1.5 本研究の目的

前述したように、X 線応力測定法は溶接部の非破壊応力評価手法として確立されていない。そのため、X 線応力測定法により溶接過渡応力を評価するためには、X 線応力測定法を溶接部に適用可能であることを示す必要がある。そのためには、溶接部の粗大粒・集合組織への対策が必要不可欠である。

そこで本研究では、まず、溶接部に生じる粗大粒・集合組織に対する対策法について過去の知見を参考に溶接部に適した手法を検討し、粗大粒・集合組織の影響を考慮できる高精度な溶接部 X 線応力測定法を構築する。そして、溶接時に相変態が生じない材料と生じる材料を対象に、溶接部の残留応力評価を行い、それぞれの材料において溶接部の残留応力を X 線応力測定法により正確に評価できることを示す。さらに、溶接部の残留応力を X 線応力測定法により正確に評価できることを確認した後、溶接過渡応力評価の実現に向けた新たな試みとして、大型放射光施設 SPring-8 においてその場計測システムを構築し、溶接過渡応力を実験的に評価することを試みる。Fig. 1.13 に本研究のフローチャートを示す。

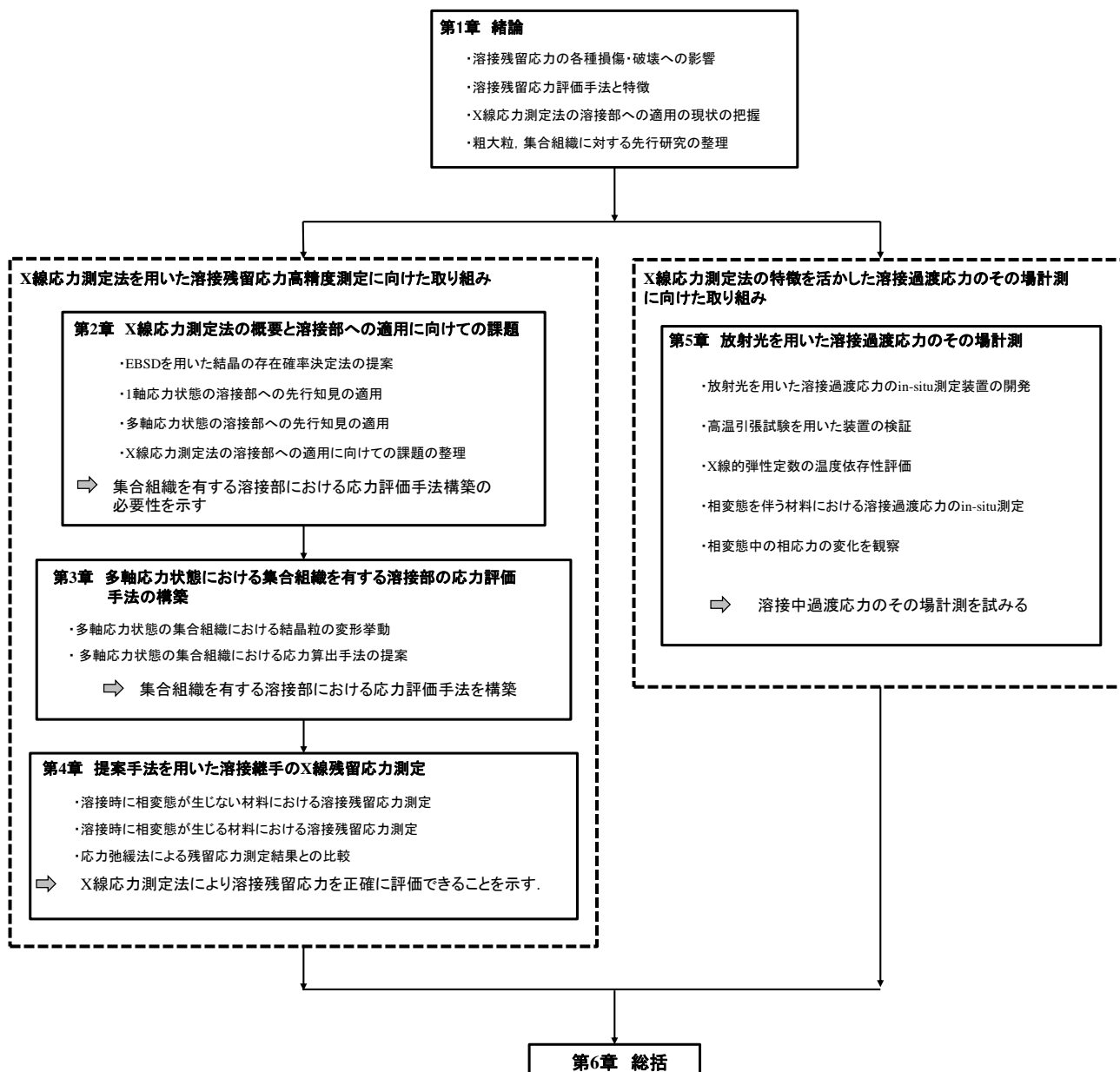


Fig. 1.13 Flowchart of this study.

## 1.6 本研究の構成

本論文は全6章で構成され、構成は以下に示すとおりである。

第1章では、溶接残留応力の構造物への影響について述べ、溶接部の残留応力とその生成過程を評価することの重要性を述べた。また、X線応力測定法の特徴を整理するとともに、X線応力測定法の溶接部への適用と課題について述べ、課題解決のための先行研究について整理し、本研究の目

的を明らかにした。

第2章から第4章ではX線応力測定法を用いた溶接残留応力の高精度測定に向けた検討を行った。

第2章では、溶接試験体より作成した4点曲げ試験片、および、Lz試験片を用い、任意の応力状態を再現した溶接部に対し、粗大粒と集合組織に関する先行知見を適用し、溶接部に生じる粗大粒・集合組織に対しても先行知見の適用が可能か検証した。また、平均格子ひずみの考え方を溶接部に対して適用するため、EBSDを用いた結晶の存在確立の決定法を提案した。以上の検討から、X線応力測定法を溶接部に適用するには、多軸応力状態の集合組織を有する溶接部における応力算出法の構築が必要不可欠であることを示した。

第3章では、多軸応力状態の集合組織を有する溶接部における応力算出法の構築のため、溶接部の集合組織に多軸応力を加えた際の $2\theta$ と $\sin^2\psi$ の関係を観察し、多軸応力状態の集合組織を有する溶接部における結晶粒の変形挙動について検討した。そして、結晶粒の変形挙動を考慮した応力算出法を提案し、その効果を示した。

第4章では、溶接時に相変態が生じない材料としてSUS316Lを、生じる材料としてSM490YBを用い、各材料に生じる溶接部の残留応力を前章までに提案したX線応力測定法を用いて評価した。そして、第3章で提案した手法が、集合組織を有する溶接部に対し効果的であることを示した。また、溶接部の残留応力と、応力弛緩法による応力測定結果を比較し、X線応力測定法により溶接部の残留応力を正確に評価できることを示した。

以上の検討から、X線応力測定法により溶接部の残留応力を正確に評価できることを示した。

第5章では、X線応力測定法の非破壊的計測という特徴を活かし、溶接中過渡応力のその場計測を試みた。その場計測のため、放射光を利用した応力その場測定装置を構築し、引張試験を用いたシステムの検証を行う。そして、構築したシステムにより、溶接部における相変態中の応力挙動を実験的に観察することを試みた。

第6章では、本研究で得られた成果を総括した。



## 参考文献

- 1) A. Todoroki and H. Kobayashi, “Prediction of Fatigue Crack Growth Rate in Residual Stress Field (Application of Superposition Technique)”, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.54 (1986) pp.30-37.
- 2) K. Arimochi, “Review and Trend of Prevention Technologies Against Fatigue Failure in Welded Structure”, Journal of the Japan Welding Society, Vol.79, No.8 (2005) pp.733-742.
- 3) “金属材料疲労設計便覧”, 日本材料学会編, 養賢堂 (1995).
- 4) 辛島誠一, “金属材料の疲労” 日本金属学会 (1973).
- 5) V. I. Trufyakov, “Welded Joints and Residual Stresses”, British. Welding Journal, Vol.5, No.11 (1958) pp.491-498.
- 6) A. Inoue, T. Sekigawa, K. Oguri, T. Tagawa and T. Ishikawa, “Mechanism of Fatigue Life Improvement due to Fine Particle Shot Peening in High Strength Aluminum Alloy”, Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.74 (2010) pp.370-377.
- 7) D. Yonekura, J. Komotori, M. Shimizu and H. Shimizu, “Effect of Processing Condition on Fatigue Properties of Steel Modified with Fine Particle Bombarding” Journal of the Surface Finishing Society of Japan, Vol.53, No.3 (2002) pp.214-218.
- 8) S. Kikuchi, Y. Hirota, J. Komotori, “Effect of Specimen Hardness and Shot Particle Hardness on Residual Stress and Fatigue Properties of SCM435H Steel Performed by Fine Particle Peening”, Journal of the Society of Materials Science, Vol.60, No.6 (2011) pp.547-553.
- 9) 戸塚信夫, 釜谷昌幸, 藤井克彦, 寺地巧, “PWR1 次系環境下における 600 合金の応力腐食割れの発生と予測”, 株式会社原子力安全システム研究所 (2008).
- 10) 巴保義, 本田博志, “石油開発の腐食・防食における最近の課題”, 石油・天然ガスレビュー, Vol.43, No.4 (2009) pp.73-87.
- 11) K. Fukuya, “Materials for Nuclear Energy Systems - Towards High Reliability (1); Stainless steels for Light Water Reactors”, Journal of the Atomic Energy Society of Japan, Vol.53, No.8 (2011) pp.577-581.
- 12) L. F. Coffin, “A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal”, Transactions of ASME, Vol.76 (1954) pp.931-950.
- 13) G. Van Boven, W. Chena and R. Rogge, “The role of residual stress in neutral pH stress corrosion

- cracking of pipeline steels. Part I: Pitting and cracking occurrence”, *Acta Materialia*, Vol.55, No.1 (2007) pp.29-42.
- 14) G. Van Boven, W. Chena and R. Roggeb, “The role of residual stress in neutral pH stress corrosion cracking of pipeline steels - Part II: Crack dormancy”, *Acta Materialia*, Vol.55, No.1 (2007) pp.43-53.
  - 15) E. Osamu, T. Mihara and C. Miki, “An Investigation on Brittle Fracture of High Bridge Pier by Hyogoken-Nanbu Earthquake”, *Proceedings of Japan Society of Civil Engineers*, Vol.591 (1998) pp.263-272.
  - 16) K. Satoh and M. Toyoda, “Effects of Residual Stress and Mechanical Heterogeneity on Brittle Fracture Strength of Welded Joints”, *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*, Vol.131 (1972) pp.355-365.
  - 17) H. Kihara and K. Masubuchi, “Effect of Residual Stress on Brittle Fracture: Studies on Brittle Fracture of Welded Structure at Low Stress Level”, *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*, Vol.103 (1958) pp.354-355.
  - 18) K. Satoh, M. Toyoda, Y. Kawaguchi and K. Arimochi, “Hot Straining Embattlement and Material Assessment of 50kg/mm<sup>2</sup> High Strength Steel”, *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*, Vol.142 (1977) pp.173-181.
  - 19) H. Kihara, T. Kanazawa and K. Iida, "Studies on the Effect of Residual Welding Stress on Brittle Fracture of Steel; Part IV", *Journal of Zosen Kiokai*, Vol.106 (1960) pp.195-199.
  - 20) ”全国の橋梁の通行規制状況”, 国土交通省 (2012).
  - 21) ”予防保全の取り組み”, 国土交通省 (2012).
  - 22) 日本造船研究協会, “第 202 研究部会 海洋構造物の疲労設計法及び溶接部の品質に関する研究” (1991).
  - 23) T. Aoki, S. Hattori, H. Anzai and H. Sumimoto, “Stress Corrosion Cracking in Ni-base Alloy Used for a Long Time in a BWR”, *Maintenology*, Vol.4, No.1 (2005) pp.34-41.
  - 24) 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応力腐食割れ実証に関する報告書”, 04 基材報, No. 0011 (2004).
  - 25) Y. Okamura, A. Sakashita, T. Fukuda, H. Yamashita and T. 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*, Prague, Czech Republic, August 17 –22, (2003).

- 26) D. Socie, "Critical Plane Approaches for Multiaxial Fatigue Damage Assessment" Advances in Multiaxial Fatigue, ASTM STP 1191, D. L. McDowell and R. Ellis, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993) pp.7-36.
- 27) Ani Ural, Paul A. Wawrzynek, Anthony R. Ingraffea, and David G. Lewicki Proc, " Simulating Fatigue Crack Growth in Spiral Bevel Gears Using Computational Fracture Mechanics", International Power Transmission and Gearing Conference Vol.4, No.9 (2003) pp.195-199.
- 28) A.L.M. Carvalhoa and H.J.C. Voorwald, "The Surface Treatment Influence on the Fatigue Crack Propagation of Al 7050-T7451 Alloy", Materials Science and Engineering A, Vol.505, (2009) pp.316-326.
- 29) 渡辺正紀, 佐藤邦彦, "溶接力学とその応用", 朝倉書店 (1965).
- 30) K. Satoh, S. Matsui and T. Machida, "Role of Welding Mechanics on Welding/Joining Engineering: Prospect of Welding Mechanics in Pursuit of High-Reliable Welded Structures", Journal of the Japan Welding Society, Vol.69, No.1 (2000) pp.36-44.
- 31) K. Nakacho, T. Ohta, N. Ogawa, S. Yoda, M. Sogabe and K. Ogawa, "Measurement of welding residual stresses by inherent strain method -new theory for axial-symmetry and application for pipe joint-", Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.27, No.1 (2009) pp. 104-113.
- 32) J. Mathar, "Determination of Initial Stresses by Measuring of the Deformation Around Drilled Holes", Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Vol.56 (1934) pp.249-254.
- 33) R. Murai, E. Yanagisawa, S. Oka, M. Ikeda, T. Matsuoka, T. Hiroe and A. Abuku, "Applicability of Stress Measurement Technique using Magneto-strictive Effect to Welded Structure", Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.21 (2009) pp.157-163.
- 34) 日本材料学会編, "X線応力測定法", 養賢堂 (1981).
- 35) 日本材料学会 X線材料強度部門委員会, "中性子応力測定標準" (2005).
- 36) 光量子科学技術推進会議編, "実用シンクロトロン放射光" (株)日本工業新聞社 (1997) p.25.
- 37) K. Satoh and T. Terasaki, "Effect of Transformation Expansion on Welding Residual Stresses Distributions and Welding Deformations", Journal of the Japan Welding Society, Vol.45, No.7 (1976) pp.560-566.
- 38) H. Murata, N. Katoh and H. Tamura, "Effect of Transformation on Residual Stress in Welding-Stress Releasement by Transformation Superplasticity (Part 5)", Quarterly Journal of the Japan Welding

- Society, Vol.11, No.4 (1993) pp.545-550.
- 39) M. Mochizuki, S. Matsushima, T. Christian and M. Toyoda, "Fundamental Study on Thermal Stress Generation during Simulated Welding Heat Cycles", Journal of the Japan Welding Society, Vol.23, No.1 (2005) pp.103-111.
  - 40) M. Mochizuki, S. Matsushima, Y. Kubo and M. Toyoda, "Study on Residual Stress Reduction by Using Phase Transformation Phenomena in Welding Material", Journal of the Japan Welding Society, Vol.23, No.1 (2005) pp.112-121.
  - 41) T. Goto and S. Ohya, "The Fundamental Principles and Techniques of X-Ray Stress Measurement and Current Developments in the Field: I: The Fundamental Principles and Techniques of X-Ray Stress Measurement", Journal of the Society of Materials Science, Vol.47, No.11 (1998) pp. 1188-1194.
  - 42) A. L. Christenson and E.S. Rowland, "Residual Stress in Hardened High Carbon Steel", Transaction of ASM, Vol. 45, (1953) pp. 638-676.
  - 43) Division of X-Ray Stress and Strain Measurements Committee for X-Ray Study on Deformation and Fracture of Solid, "Current Activities of the Committee for X-Ray Study on Deformation and Fracture of Solid" , Journal of the Society of Materials Science, Vol.20, No.219 (1971) pp. 1348-1353.
  - 44) Ohya, "The Problem and Expectation for Measurement of Welding Residual Stress", Proceedings of the 42nd Workshop on X-Ray Studies on Mechanical Behavior of Materials (2004).
  - 45) T. Kurimura and Y. Akiniwa," Development of Materials Evaluation by Diffraction Method: 1: Residual Stress of Weld Section and X-Ray Residual Stress Measurement", Journal of the Society of Materials Science, Vol.58, No.10 (2009) pp. 873-878.
  - 46) K. Akita, Y. Yoshioka, Y. Sano, K. Ogawa, T. Kubo, M. Obata and H. Tanaka, "X-Ray Residual Stress Measurement on Weld Metal of Nickel Based Alloy", Journal of the Society of Materials Science, Vol.54, No.7 (2005) pp.710-716.
  - 47) T. Hashimoto, S. Okano, S. Hirano, M. Mochizuki and K. Nishimoto, "Residual Stress by X-ray Diffraction and Microstructure for Multi-pass Girth Welded Pipe Joint in Austenitic Stainless Steel Type 316L", ASME Conference Proceedings, Vol.6 (2011) pp.1479-1488.
  - 48) T. Hashimoto, Y. Osawa, S. Hirano, M. Mochizuki and K. Nishimoto, "Accuracy Improvement of X-ray Residual Stress Measurement on GTA Weld of Type 600 Ni Based Alloy", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.16, No.3 (2011) pp.261-266.

- 49) P. J. Webster, G. B. M. Vaughan, G. Mills and W. P. Kang, "High Resolution Synchrotron Strain Scanning at BM16 at the ESRF", Material Science Forum, Vol. 278-281, pp. 323-328 (1998).
- 50) S. Taira, K. Tanaka and T. Yamazaki, "A Method of X-Ray Micro Beam Measurement of Local Stress and Its Application of Fatigue Crack Growth Problems", Journal of the Society of Materials Science, Vol.27, No.294 (1978) pp. 251-256.
- 51) JSMS Committee on X-ray Study on Mechanical Behavior of Materials, "Standard Method for X-Ray Stress Measurement - Steel", JSMSSD-5-02, (2002) pp. 5-16.
- 52) T. Hanabusa, K. Nishioka and H. Fujiwara, "Structural Dependence of Microscopic Residual Shear Stress at Worked Surface", Journal of Material Science, Vol.32 No.354 (1983) pp.7-12.
- 53) O. Takanuki, M. Fujita, Y. Tomota and, M. Ono, "Residual Stress Measurements by X-ray and Neutron Diffractions in Heat-Treated SiCw/A2014 Composites", The Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.62 No.3 (1998) pp.3-20.
- 54) H. Dölle and V. Hauk, "Evaluation of residual stress systems arbitrarily oriented by X-ray", Härterei Technische Mitteilungen, Vol.31 (1976) pp.165-168.
- 55) K. Tanaka, Y. Yamamoto, N. Mine, K. Suzuki and H. Nakagawa, "X-Ray Measurement of Phase Stresses of Zirconia-Alumina Composite", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.56, No.523, (1990) pp.402-410.
- 56) Y. Tomota, R. S. Harjo and K. Tokumura, "Measurements of Phase Stresses in a Commercial Dual Phase Stainless Steel by Using Neutron and X-ray Diffractions", Journal of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.56, No.523, (1990) pp.402-410.
- 57) H. Hirose, T. Sasaki and M. Saka, "X-ray Study on Residual Stress and Deformation Behavior in Grinding Layer of Dual Phase ( $\alpha+\gamma$ ) Stainless Steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. A, Vol.67 (2001) pp.1840-1846.
- 58) H. Miyagawa, S. Oyama and A. Oda, "X-Ray Stress Measurement of Two-Phase Stainless Steel", Journal of the Society of Materials Science, Vol. 30, No. 330 (1981) pp.222-227.
- 59) H. Hirose and T. Sasaki, "Macro and Micro Residual Stresses in Ground Layer of ( $\alpha+\gamma$ ) Dual Phase Stainless Steel", Journal of the Society of Materials Science, Vol. 48, No. 7 (1999) pp.692-698.
- 60) N. Ohmura, K. Furusawa and K. Tanaka, "Deformation behaviors of cementite and ferrite in eutectoid steel have been studied using an X-ray diffraction", Journal of the Japan Institute of Metals and

Materials, Vol.36 (1972) pp.1151-1155.

- 61) H. Namikawa, S. Aoyama and K. Chiku, "A New Type X-Ray Diffraction Apparatus for Stress Measurement and Its Performance Test Results", Journal of the Society of Materials Science, Vol.18, No.195 (1969) pp. 1040-1046.
- 62) K. Chiku, S. Aoyama, H. Namikawa, K. Satta, S. Iwanage and M. Tada, "A Stress Measurement by Oscillation Technique of X-Ray Optical System", Journal of the Society of Materials Science, Vol.19, No.207 (1970) pp. 1028-1034.
- 63) H. Miyagawa, S. Oyama and A. Oda, "X-Ray Stress Measurement of Coarse Grained 18-8 Stainless Steel by Complex Oscillation Technique", Journal of the Society of Materials Science, Vol.32, No.354 (1983) pp. 292-297.
- 64) T. Saito, H. Suzuki, T. Ishibashi and Y. Tomoda, "Residual Stress Measurement with Oscillation Method of an Aluminum Alloy Forged Part with Coarse Grains by Neutron Diffraction", Transactions of the JSME, Vol.32, No.744 (2008) pp. 1118-1125.
- 65) H. Dölle and J. B. Cohne, "Evaluation of (Residual) Stresses in Textured Cubic Metals", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.11, No.5, (1980), pp. 831-836.
- 66) V. M. Hauk and G. Vaessen, "Eigenspannungen in Kristallitgruppen texturierter Stähle", Z. Metallkde, Vol.76, (1985), pp. 102-107.
- 67) H. Yoshioka and H. Matsui, "X-Ray Residual Stress Analysis on Steels Having Preferred Orientation", Journal of the Society of Materials Science, Vol.37, No.421, (1988), pp. 1234-1239.
- 68) V. M. Hauk and G. J. H. Vaessen, "Residual Stress Evaluation with X-Rays in Steels Having Preferred Orientation", Metallurgical Transactions A, Vol.15, No.7, (1984), pp. 1407-1414.
- 69) T. Hanabusa, "Applications of X-Ray Stress Measurement (II): Advanced Methods of X-Ray Stress Measurement Today", Journal of the Society of Materials Science, Vol.37, No.419 (1988) pp. 971-977.
- 70) J. Arima, N. Hosokawa and K. Honda, "Problems on the X-Ray Stress Measurement of Polycrystalline Metals (II)", Journal of the Society of Materials Science, Vol.18, No.195 (1969) pp. 1060-1065.
- 71) K. Honda, N. Hosokawa and T. Sarai, "Effect of Texture on Stress Measured by X-ray Diffraction Method", Journal of the Japanese Society for Non-Destructive Inspection, Vol.26, No.8 (1977) pp. 539-545.
- 72) M. Kurita and Y. Saito, "X-Ray Stress Measurement for Textured Materials", Transactions of the Japan

- Society of Mechanical Engineers A, Vol.62, No.596 (1996) pp. 1104-1110.
- 73) K. Honda, N. Hosokawa and T. Sarai, "Elastic Deformation Behaviours of Anisotropic Materials", Journal of the Society of Materials Science, Vol.27, No.294, (1978), pp. 278-284.
- 74) K. Honda, N. Hosokawa, T. Sarai and C. Watanabe "X-Ray Elastic Constant and Stress Measurement in Metals Having Textures: 1st Report, Elastic Deformation under Uniaxial Stress", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.62, No.596 (1982) pp. 1421-1428.
- 75) H. Matsui, H. Yoshioka, T. Morooka, K. Hasegawa and T. Nakajima, "X-Ray Stress Analysis in Textured Steels by Use of Synchrotron Radiation Source", Journal of the Society of Materials Science, Vol.36, No.407, (1987) pp. 823-829.
- 76) T. Yashiro, "X-Ray Stress Measurement of the Materials with Texture", Journal of the Japanese Society for Non-Destructive Inspection, Vol.30, No.8 (1981) pp. 571-576.
- 77) S. Ejiri, M. Gotoh, T. Sasaki and Y. Hirose, "X-Ray Stress Measurement of Textured TiCN Films Using Crystallite Orientation Distribution Function", Journal of the Society of Materials Science, Vol.54, No.8, (2005), pp. 881-886.

## 第 2 章 X 線応力測定法の概要と溶接部への適用に向けての課題

### 2.1 緒言

X 線応力測定法は 80 年を超える長い歴史を持つものの、溶接部に対しては粗大粒・集合組織の影響のため適用が困難であるとされてきた。一方で、今日までに、粗大粒と集合組織に対しては揺動法と  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法に替わる応力測定法がそれぞれ提案されている。そこで、本章ではそれらの先行知見を溶接部に対して適用し、溶接部に対してもそれらの知見を適用可能であるか検討する。材料には溶接時に相変態が生じる材料と生じない材料を用い、それぞれの溶接部に対し、1 軸、および、2 軸応力を負荷し、その際の、粗大粒に対しては揺動法の、集合組織に対しては測定上の制約がもっとも小さいと考えられる Honda らの手法の効果について検討する。これらの検討から、X 応力測定法を溶接部に適用するために解決すべき課題を明らかにする。

### 2.2 X 線応力測定法による応力測定理論

本節では、X 線応力測定法の基本原理を述べた後、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法の測定理論、Kröner モデルによる X 線的弾性定数の算出理論、そして、Honda らの手法の測定理論について述べる。

#### 2.2.1 X 線応力測定法の基本原理

一般に、金属材料は方位が無秩序に分布した多結晶体であり、各結晶粒は規則正しく配列した原子で構成されている。多結晶体の金属材料に波長  $\lambda$  の特性 X 線を照射すると、Fig. 2.1 に示すように、式(2.1)の Bragg の回折条件を満足する結晶粒で回折が生じる。

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (2.1)$$



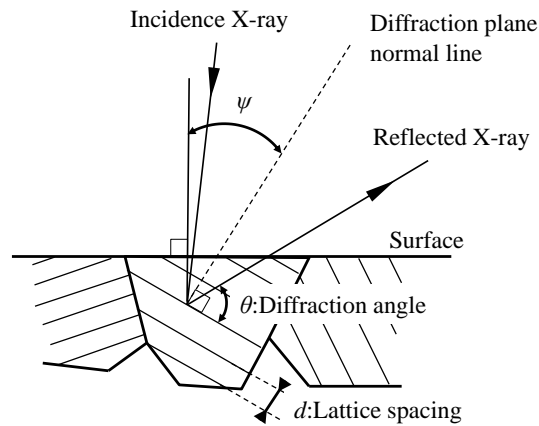


Fig. 2.1 X-ray diffracted from crystal satisfying Bragg's condition.

ここで、式(2.1)を微分すると、

$$\Delta\lambda = 2\Delta d \cdot \sin\theta + 2\cos\theta \cdot \Delta\theta \quad (2.2)$$

となる。特性 X 線の波長  $\lambda$  は一定であるので  $\Delta\lambda = 0$  となり、式(2.2)を整理すると

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot\theta \cdot \Delta\theta \quad (2.3)$$

となり、ひずみ  $\Delta d/d$  が回折角  $\theta$  の変化  $\Delta\theta$  から求められる。無応力状態の試料の格子面間隔を  $d_0$ 、回折角を  $\theta_0$  とすると、格子面法線が試料面法線に対して  $\psi$  だけ傾いているときの格子面法線方向のひずみ  $\varepsilon_\psi$  は式(2.4)で表される。

$$\varepsilon_\psi = \frac{\Delta d_\psi}{d} = -\cot\theta_0 \cdot (\theta_\psi - \theta_0) \quad (2.4)$$

式(2.4)からわかるように、X 線応力測定法はひずみの変化を回折角の変化としてとらえ、回折角の変化を応力に換算する手法である。その換算方法についてはいくつかの方法<sup>1-3)</sup>が提案されているが、その中でも  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法が世界的にも最も広く使用されている。次に  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法の測定理論を述べる。

(a)  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法の理論式

多結晶体の金属材料に引張応力が加わった場合を考え、試料表面法線と格子面法線のなす角を  $\psi$  角とすると、Fig. 2.2 に示すように、結晶の格子面間隔  $d$  は  $\psi$  角が小さいほど小さくなり、反対に  $\psi$  角が大きいほど大きくなる。このように、格子面間隔  $d$  の変化は  $\psi$  角と応力の大きさに関係している。

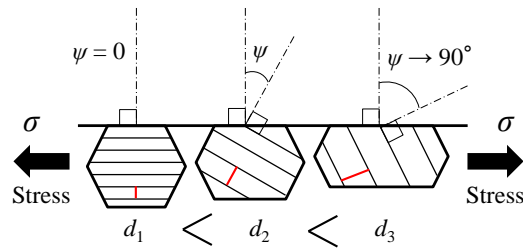


Fig. 2.2 Change of the lattice spacing in the polycrystalline material.

ここで、Fig. 2.3 に示すように、 $x$ - $y$  平面を試料表面とし、 $O$  点における主応力を  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ 、主ひずみを  $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$  とする。

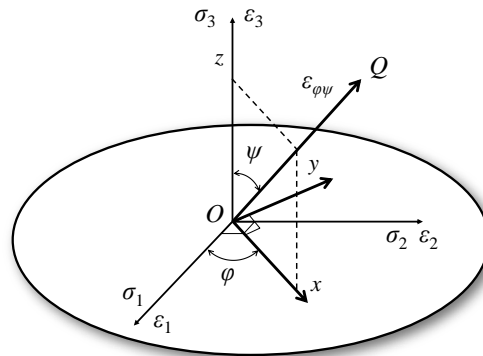


Fig. 2.3 Coordinate system of stress and strain direction.

X線の金属材料への侵入深さはせいぜい  $10\ \mu\text{m}$  程度であるので、試料表面の法線方向の応力は解放されているとして平面応力状態が仮定できる。平面応力状態における応力とひずみの関係は次式で表される。

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma_1 - \nu\sigma_2}{E} \quad (2.5)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\sigma_2 - \nu\sigma_1}{E} \quad (2.6)$$

$$\varepsilon_3 = \frac{-\nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (2.7)$$

なお、 $E$  はヤング率、 $\nu$  はポアソン比である。

次に、直交する 2 方向の応力を  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ 、ひずみを  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$  とすると式(2.5)から式(2.7)の関係がそれらの間にも成立するので、

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x - \nu\sigma_y}{E} \quad (2.8)$$

$$\varepsilon_y = \frac{\sigma_y - \nu\sigma_x}{E} \quad (2.9)$$

$$\varepsilon_z = \frac{-\nu(\sigma_x + \sigma_y)}{E} \quad (2.10)$$

と表される。この時 Fig. 2.3 の  $OQ$  方向のひずみ  $\varepsilon_{\phi\psi}$  は主ひずみを用いて次のように表せる。

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\psi} &= \varepsilon_1 \cos^2 \phi \sin^2 \psi + \varepsilon_2 \sin^2 \phi \sin^2 \psi + \varepsilon_3 \cos^2 \psi \\ &= (\varepsilon_1 \cos^2 \phi + \varepsilon_2 \sin^2 \phi) \sin^2 \psi + \varepsilon_3 (1 - \sin^2 \psi) \end{aligned} \quad (2.11)$$

ここで

$$\varepsilon_x = \varepsilon_1 \cos^2 \phi + \varepsilon_2 \sin^2 \phi \quad (2.12)$$

であるので、式(2.11)は

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \varepsilon_x \sin^2 \psi + \varepsilon_3(1 - \sin^2 \psi) \quad (2.13)$$

となる。式(2.13)に式(2.8), 式(2.9), 式(2.10)を代入すると

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_x \sin^2 \psi - \frac{\nu(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (2.14)$$

となる。この式は X 線応力測定の基本式と呼ばれ, 式(2.14)に式(2.4)を代入すると

$$2\theta_{\phi\psi} = \frac{-2(1+\nu)}{E} \tan \theta_0 \cdot \sigma_x \sin^2 \psi + \frac{2\nu}{E} \tan \theta_0 \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) + 2\theta_0 \quad (2.15)$$

となる。式(2.15)は, 回折角  $2\theta_{\phi\psi}$  と  $\sin^2\psi$  が直線関係であることを意味している。なお, ヤング率およびポアソン比は測定に用いる回折面に依存するため<sup>49)</sup>, X 線的ヤング率  $E_{hkl}$ , および X 線的ポアソン比  $\nu_{hkl}$  と呼ばれ, 一般に機械的な値とは異なる。さらに, 式(2.15)の両辺を  $\sin^2\psi$  で偏微分し整理すると

$$\sigma_x = -\frac{E_{hkl}}{2(1+\nu_{hkl})} \cdot \cot \theta_0 \cdot \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2 \psi)} \cdot \frac{\pi}{180} = K \cdot M \quad (2.16)$$

$$K = -\frac{E_{hkl}}{2(1+\nu_{hkl})} \cdot \cot \theta_0 \cdot \frac{\pi}{180} \quad (2.17)$$

$$M = \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2 \psi)} \quad (2.18)$$

となる。ただし, 度数をラジアンに変換するため,  $\pi/180$  を乗じている。複数の  $\psi$  角における回折角  $2\theta$  を計測し, 縦軸に回折角  $2\theta$ , 横軸に  $\sin^2\psi$  をとると, Fig. 2.4 に示すようなグラフが描け, このグラフは  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図と呼ばれる。K は応力定数, M は  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図の傾きを表し, X 線の弾性定数が既知であれば,  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  線図の回帰直線の傾きの大きさより応力  $\sigma_x$  が求まる。

以上のように,  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法は  $\psi$  角に対する格子面間隔の変化, すなわち, ひずみの変化を回折角

の変化としてとらえ、複数の  $\psi$  角に対する  $2\theta$  の変化の傾向を応力に換算する手法である。また、無ひずみの材料における回折角  $2\theta_0$  が  $\cot\theta_0$  として式中に含まれるため、ひずみスキニング法<sup>2)</sup> や  $\cos\alpha$  法<sup>3)</sup>などに比べ、与える  $2\theta_0$  の精度の影響が小さい。今日、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法が世界的にも広く用いられているのは、上記の2つの特徴から測定精度の面で最も安定しているからである。

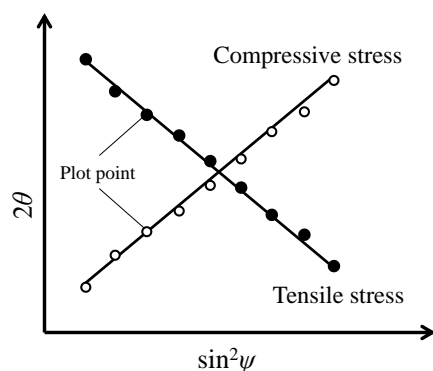


Fig. 2.4  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  diagram.

### 2.2.2 弾性変形モデルによる X 線の弾性定数の算出

X 線で測定されるひずみは、回折に寄与する数百から数千の結晶がそれぞれ有するマイクロなひずみの平均であり、マクロなひずみと異なるため、応力と関連付ける弾性定数もマクロなものとは異なる。そのため、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法で応力を算出するには、材料と回折面に応じた X 線の弾性定数が必要となる。X 線の弾性定数は実験的に求めることが望ましいが、単結晶の弾性コンプライアンスと弾性変形モデルより計算する手法が提案されている。X 線の弾性定数を求めるため、多結晶体に外力が加わった際の各結晶に加わるマイクロな応力・ひずみとマクロな応力・ひずみを関連付けるモデルがいくつか提案されている。代表的なモデルとして、マクロな応力と全てのマイクロな応力が等しいとする Reuss モデル<sup>10)</sup>、マクロなひずみと全てのマイクロなひずみが等しいとする Voigt モデル<sup>11)</sup>、それらの中間の性質を持つ Kröner モデルがある<sup>12)</sup>。Kröner モデルは多結晶体中の 1 つの結晶粒を母相中に存在する異方性を有する 1 つの球状結晶で模擬し、これに Eshelby 介在物の理論<sup>13)</sup>を適用したモデルである。これらのモデルの中でも Kröner モデルによって求められた X 線の弾性定数は実測値と良く一致するとされている<sup>14)</sup>。以下に Kröner モデルによる X 線の弾性定数の算出理論を示す。

(a) Kröner モデルの理論式

Kröner モデルにより X 線の弾性定数を求めるには、X 線のせん断弾性定数  $G$  と係数  $\kappa$  が必要となる。X 線のせん断弾性定数  $G$  を求める式は式(2.19)で表される。

$$G^3 + \alpha G^2 + \beta G + \gamma = 0 \quad (2.19)$$

なお、係数  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  は

$$\alpha = \frac{9\kappa + 12[\mu_2 + 3(\mu_1 - \mu_2)\Gamma]}{8} - \frac{2\mu_1 + 3\mu_2}{5} \quad (2.20)$$

$$\beta = \frac{3\kappa[\mu_2 + 3(\mu_1 - \mu_2)\Gamma]}{4} - \frac{3(6\kappa\mu_1 + 9\mu_2 + 20\mu_1\mu_2)}{40} \quad (2.21)$$

$$\gamma = \frac{-3\kappa\mu_1\mu_2}{4} \quad (2.22)$$

であり、係数  $\kappa$ ,  $\mu_1$ ,  $\mu_2$  と方位関数  $\Gamma$  は

$$\kappa = \frac{c_{11} + 2c_{12}}{3} \quad (2.23)$$

$$\mu_1 = \frac{c_{11} - c_{12}}{2} \quad (2.24)$$

$$\mu_2 = c_{44} \quad (2.25)$$

$$\Gamma = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{(h + k + l)^2} \quad (2.26)$$

と表される。ここで、 $C_{11}$ ,  $C_{12}$ ,  $C_{44}$  は単結晶の弾性スティフネス、 $h$ ,  $k$ ,  $l$  はミラー指数である。以上の式より求めた X 線のせん断弾性定数  $G$  および係数  $\kappa$  は、X 線の弾性定数と以下のような関係となる。

$$-\frac{\nu_{hkl}}{E_{hkl}} = \frac{1}{9\kappa} - \frac{1}{6G} \quad (2.27)$$

$$\frac{2(1+\nu_{hkl})}{E_{hkl}} = \frac{1}{G} \quad (2.28)$$

以上の計算から, Kröner モデルにより単結晶のスティッフネスから X 線の弾性定数を算出することができる。

### 2.2.3 Honda らの手法の理論式

集合組織内の 3 軸応力下にある 1 つの結晶粒を考える。Fig. 2.5 に示すように,  $x, y, z$  軸は結晶の主軸であり, 格子ひずみの測定方向を  $P(uvw)$ , 測定方向を試料面に投影した方向を  $X(l_1m_1n_1)$ , 試料面上でそれと直角な方向を  $Y(l_2m_2n_2)$ , 試料表面の法線方向を  $Z(l_3m_3n_3)$  とする。格子ひずみの測定方向  $P$  は  $X$ - $Z$  平面上にあり,  $Z$  軸とのなす角を  $\psi$  とする。ここで,  $x$ - $y$ - $z$  座標系を結晶座標系,  $X$ - $Y$ - $Z$  座標系を試料座標系と呼び,  $(uvw), (l_1m_1n_1)$  は  $P, X, Y, Z$  方向の結晶座標系における方向余弦を表す。

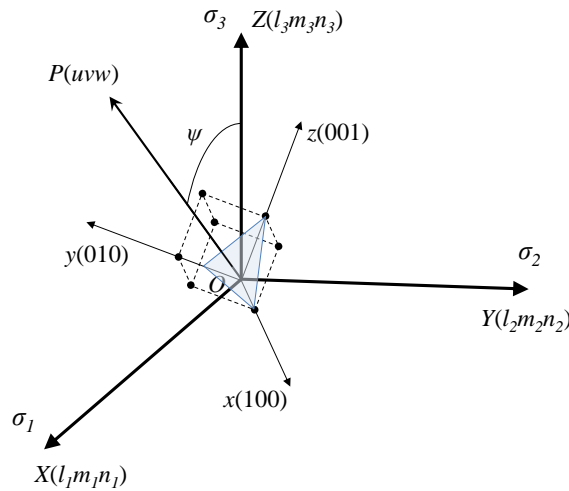


Fig. 2.5 Principle relation of stress strain and orientations in single crystal.

この時, 測定される  $P$  方向の格子ひずみ  $\epsilon_\psi$  は式(2.29)のように表すことができる。

$$\epsilon_\psi = u^2\epsilon_x + v^2\epsilon_y + w^2\epsilon_z + uv\tau_{xy} + vw\tau_{yz} + wu\tau_{zx} \quad (2.29)$$

このひずみの各成分はHookeの法則により結晶座標系における応力6成分と弾性コンプライアンス $S_{ij}$ を用いて1次式で表すことができ、立方晶金属を対象とする場合その対称性から次のように3個の弾性コンプライアンスのみで関係づけられる。

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{11} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{12} & S_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{44} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \end{pmatrix} \quad (2.30)$$

さらに、結晶座標系、試料座標系の間で応力成分の座標変換を行うことで、式(2.29)は式(2.31)のように表すことができる。

$$\begin{aligned} \varepsilon_\psi &= \sum_i^3 \sum_j^3 S_0 M_{ij} \sigma_{ij} + S_{12} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \\ &+ \frac{1}{2} S_{44} (\sigma_1 \sin^2 \psi + \sigma_3 \cos^2 \psi + 2\tau_{31} \cos \psi \sin \psi) \end{aligned} \quad (2.31)$$

ただし、

$$(i=j)$$

$$\sigma_{ij} = \sigma_i \quad (2.32)$$

$$(i \neq j)$$

$$\sigma_{ij} = \tau_{ij} \quad (2.33)$$

$$S_0 = S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2} S_{44} \quad (2.34)$$

$$M_{ij} = u^2 l_i l_j + v^2 m_i m_j + w^2 n_i n_j \quad (2.35)$$

である。

ここで、実験室レベルのX線の金属材料への侵入深さは極めて浅くせいぜい10 $\mu\text{m}$ であることか



ら，平面応力状態を仮定し  $\sigma_3 = \tau_{23} = \tau_{31} = 0$  と仮定すると，式(2.31)は式(2.36)となる．

$$\varepsilon_\psi = S_0(M_{11}\sigma_1 + M_{22}\sigma_2 + 2M_{12}\tau_{12}) + S_{12}(\sigma_1 + \sigma_2) + \frac{1}{2}S_{44}\sigma_1 \sin^2 \psi \quad (2.36)$$

式(2.36)より求まる格子ひずみは 1 つの結晶粒の格子ひずみである．一方，X 線により得られる格子ひずみは X 線の照射領域内に含まれる多数の結晶粒の格子ひずみの平均である．そのため，式(2.31)を多結晶体に適用するには，回折面の法線方向が P 方向に一致する結晶についてその格子ひずみの平均を求めればよい．まず，Fig. 2.6 に示すように P 方向に垂直で Y 軸を含む面内で任意に Q 方向をとり，その結晶座標系における方向余弦を(*rst*)，Y 軸となす角を  $\alpha$  とする．次に，P 軸周りに  $0 \sim 2\pi$  の範囲について各  $\alpha$  角に対応する格子ひずみ  $\varepsilon_{\psi\alpha}$  に結晶の存在確率  $p_{\psi\alpha}$  を重みとしてかけて積分し平均値を求めれば，集合組織などの場合にも X 線によって評価される平均格子ひずみを計算することができ，平均格子ひずみは式(2.37)のように表される．なお，結晶の存在確率  $p_{\psi\alpha}$  は特定の方位(向き)の結晶が他の方位の結晶と比べどの程度存在するかを示すパラメータであり， $\psi$  と  $\alpha$  に依存した値となる．

$$\bar{\varepsilon}_\psi = \frac{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha} \varepsilon_{\psi\alpha} d\alpha}{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha} d\alpha} \quad (2.37)$$

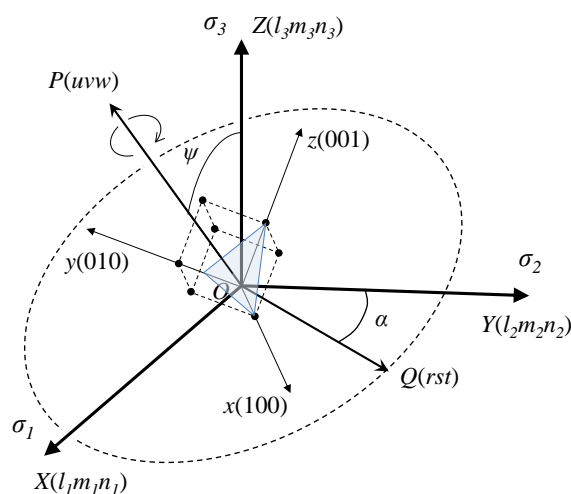


Fig. 2.6 Averaging lattice strain in polycrystal metal.

Fig. 2.6 に示す各方位間の幾何学的な条件を満たす際、 $P$  方向および  $Q$  方向は固定するため、それぞれの方向余弦( $uvw$ ), ( $rst$ )と  $\psi$  角は既知の値となり、 $X$ ,  $Y$ ,  $Z$  方向の方向余弦( $l_i m_i n_i$ )を  $\alpha$  を用いて表すことができる。実際の計算では、測定で用いる回折面を( $hkl$ )面とすると以下の 10 個の式より計算することができる。

$$u = \frac{h}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2.38)$$

$$v = \frac{k}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2.39)$$

$$w = \frac{l}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2.40)$$

$$u^2 + v^2 + w^2 = 1 \quad (2.41)$$

$$r^2 + s^2 + t^2 = 1 \quad (2.42)$$

$$l_i^2 + m_i^2 + n_i^2 = 1 \quad (2.43)$$

$$P(uvw) \perp Q(rst) : ur + vs + wt = 0 \quad (2.44)$$

$$X(l_1 m_1 n_1) \perp Y(l_2 m_2 n_2) : l_1 l_2 + m_1 m_2 + n_1 n_2 = 0 \quad (2.45)$$

$$\angle POX = 90 - \psi : ul_1 + vm_1 + wn_1 = \cos(90 - \psi) \quad (2.46)$$

$$\angle QOY = \alpha : rl_2 + sm_2 + tn_2 = \cos(\alpha) \quad (2.47)$$

したがって、式(2.36)における  $M_{ij}$  を  $\alpha$  の関数として表すことができ、 $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ ,  $\tau_{12}$  と  $\alpha$  の関係が求まれば、平均格子ひずみを式(2.37)より求めることができる。ここで、Honda らは種々の検討から集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動は Reuss モデルに従い、結晶粒に加わるマイクロ応力はマクロ応力に等しいとしている<sup>15)</sup>。変形機構が Reuss モデルに従うとした場合、式(2.36)の応力成分は  $\alpha$  に無関係になり定数となるため、

$$\bar{\varepsilon}_\psi = S_0 (\overline{M_{11}} \sigma_1 + \overline{M_{22}} \sigma_2 + 2\overline{M_{12}} \tau_{12}) + S_{12} (\sigma_1 + \sigma_2) + \frac{1}{2} S_{44} \sigma_1 \sin^2 \psi \quad (2.48)$$

$$\overline{M}_{ij} = \frac{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha} M_{ij} d\alpha}{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha} d\alpha} \quad (2.49)$$

となる．すると，応力は以下のように表される．

$$\sigma = -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial 2\theta}{\partial \left( S_0 \overline{M}_{11} + \frac{1}{2} S_{44} \sin^2 \psi \right)} \quad (2.50)$$

以上のように，Honda らの手法は  $S_0 \overline{M}_{11} + 1/2 S_{44} \sin^2 \psi$  に対する  $2\theta$  の変化の傾向から応力を算出する手法である．式(2.50)から明らかなように，Honda らの手法は  $2\theta$ - $\sin^2 \psi$  法と非常に似ており，式(2.50)の分母に含まれる  $S_0 \overline{M}_{11}$  が集合組織の影響を含んだ項となっている．

### 2.3 結晶の存在確率の決定法に関する検討

Honda らは計算によって求まる 1 つの結晶粒の格子ひずみと，実測によって得られるひずみを結晶の存在確率を用いて関連付けている．結晶の存在確率は，ある方位の結晶粒が結晶粒全体の中でどの程度存在するかを示すパラメータであり，計算値と実測値とを結びつけるために必要不可欠なパラメータである．そのため，応力を正確に評価するためには正確な結晶の存在確率を得る必要がある．本節では，結晶の存在確率の決定法について Honda らが提案した手法を紹介し，その問題点について述べた後，より正確に，かつ，根拠のある値として結晶の存在確率を決定するために新たに EBSD を用いた結晶の存在確率の決定法を提案する．

#### 2.3.1 Honda らが提案した結晶の存在確率決定法

Honda らは極点図から結晶の存在確率を決定している．Fig. 2.7 (a) のような極点図を密度ごとに区画分けすると，Fig. 2.7 (b) のように各格子面の軸密度が求まる．つまり，Fig. 2.7 (b) からどの格子面がどの程度軸方向を向いているか判断できる．ここで，Fig. 2.8 のように座標系を決定した時， $(l_1 m_1 n_1)$  は試料長手方向を向いた格子面を， $(l_3 m_3 n_3)$  は試料法線方向を向いた格子面をそれぞれ示す．

そのため、極点図上にこれらの格子面をプロットすることで各格子面の軸密度  $p_x$ ,  $p_z$  がそれぞれ求まる。この時、Honda らは結晶の存在確率は軸密度に比例すると仮定し、結晶の存在確率  $p_{\psi\alpha}$  を  $p_x$  と  $p_z$  の積として表した<sup>16)</sup>。例えば、Fig. 2.8 のように、格子面  $(l_1m_1n_1)$ ,  $(l_3m_3n_3)$  を極点図上プロットし、その軸密度がそれぞれ  $p_x = 1.0$ ,  $p_z = 0.9$  であった時、結晶の存在確率  $p_{\psi\alpha}$  は 0.9 となる。

しかし、Honda らが行った検討では軸密度の積にどのような物理的な意味があるか言及されておらず、また、その根拠も示されていないため、暫定的な処置として決定したパラメータをそのまま用いている感が否めない。さらに、正確に結晶の存在確率を得られているかについては曖昧にされている。その後の Honda らの論文<sup>17)</sup>においても同じ手法により結晶の存在確率が決定されているが、この決定法に対しての新たな議論が行われた様子はない。このように、Honda らの手法は不明な点が多いことから、本研究では Honda らの手法を用いず、新たに結晶の存在確率の決定法を提案する。

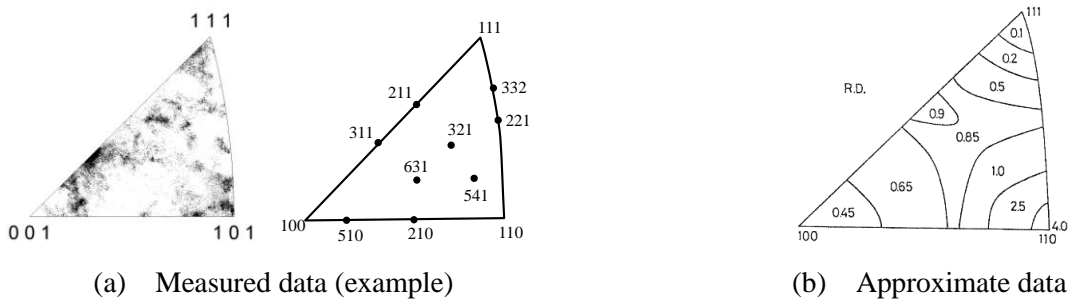


Fig. 2.7 Axis distribution charts representing the preferred orientation in specimen.

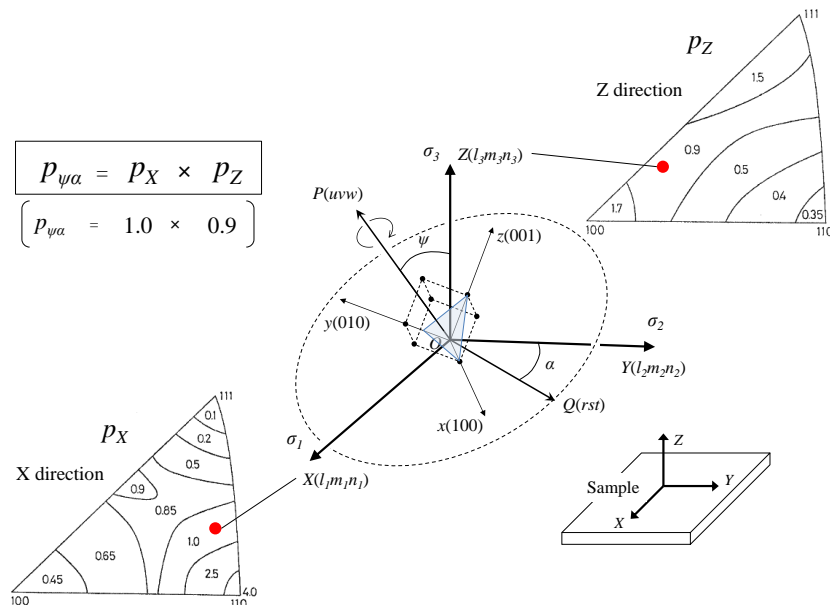


Fig. 2.8 Schematic illustration of determining the value function of crystal proposed by Honda.

### 2.3.2 EBSD を用いた結晶の存在確率決定法の提案

本研究では正確に、かつ、物理的に根拠のある値として結晶の存在確率を決定するために、結晶方位を実測することができる電子線後方散乱回折法(Electron Back Scatter Diffraction: EBSD)を用いた手法を提案する。まず、EBSD による結晶方位解析により測定点の結晶方位を Euler 角として得る。Euler 角( $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ )は Fig. 2.9 に示すように、試料に固定された座標系(試料座標系)と測定点の結晶格子に固定された座標(結晶座標系)の回転関係を示すものである。本研究の提案では、Fig. 2.10 に示すように、用いた回折面の法線ベクトルと水平ベクトルを試料座標系に座標変換し、測定するひずみの方向(Fig. 2.10 中の  $N$  方向)と一致する結晶の割合を調べることで結晶の存在確率を決定する。以下にその手順を示す。

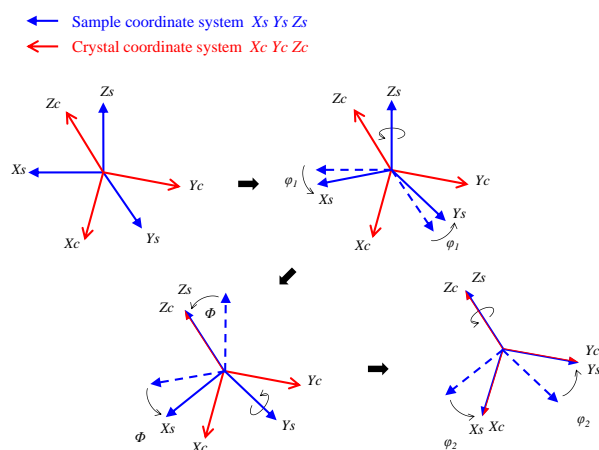


Fig. 2.9 Rotation in the definition of Euler angles.

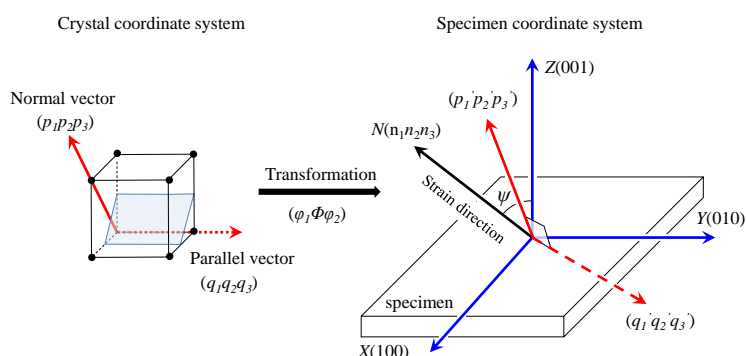


Fig. 2.10 Transformation vectors from the crystal coordinate system and the specimen coordinate system.

### (1) EBSD による結晶方位解析

EBSD による結晶方位解析を行う。EBSD による結晶方位解析では Fig. 2.11 に示すように試料表面を等間隔で走査し、すべての測定点の Euler 角を得る。

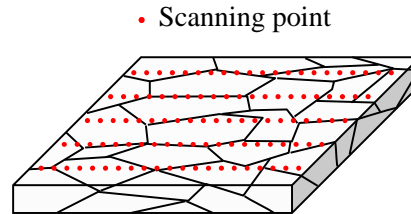


Fig. 2.11 Schematic image of scanning crystal orientation.

### (2) Euler 角を用いた座標変換

Fig. 2.12 に示すように、試料表面の法線方向と Z 軸が一致するように座標系を決定する。この時、X-Z 平面上で、Z 軸から  $\psi$  角だけ傾いた方向(Fig. 2.12 中の  $N$  方向)の単位ベクトル  $N$  は以下のように表される。なお、 $N$  方向は測定するひずみの方向を指す。

$$n_1 = \sin \psi \quad (2.51)$$

$$n_2 = 0 \quad (2.52)$$

$$n_3 = \cos \psi \quad (2.53)$$

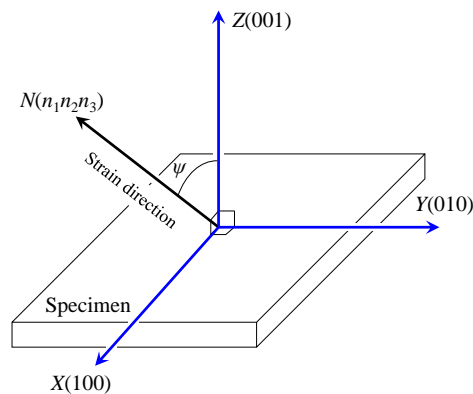


Fig. 2.12 Definition of the specimen coordinate system.

次に、用いた回折面 $\{hkl\}$ の法線ベクトルを $P(p_1p_2p_3)$ 、回折面の法線ベクトルに垂直な任意の単位ベクトルを $Q(q_1q_2q_3)$ とすると、法線ベクトル $P(p_1p_2p_3)$ は以下のように表される。

$$p_1 = h / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2.54)$$

$$p_2 = k / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2.55)$$

$$p_3 = l / \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2.56)$$

なお、ベクトル $P$ 、 $Q$ は結晶座標系におけるベクトルであり、得られた Euler 角 $(\phi_1\Phi\phi_2)$ を用いて各ベクトルを試料座標系に座標変換する。この時、試料座標系への座標変換行列 $R$ は以下のように表される。

$$R = \begin{bmatrix} \cos \phi_2 \cos \phi_1 - \cos \Phi \sin \phi_1 \sin \phi_2 & -\sin \phi_2 \cos \phi_1 - \cos \Phi \sin \phi_1 \cos \phi_2 & \sin \Phi \sin \phi_1 \\ \cos \phi_2 \sin \phi_1 + \cos \Phi \cos \phi_1 \sin \phi_2 & -\sin \phi_2 \sin \phi_1 + \cos \Phi \cos \phi_1 \cos \phi_2 & -\sin \Phi \cos \phi_1 \\ \sin \phi_2 \sin \Phi & \cos \phi_2 \sin \Phi & \cos \Phi \end{bmatrix} \quad (2.57)$$

この座標変換行列 $R$ により、Fig 2.13 に示すように用いた回折面の法線ベクトル、水平ベクトルが試料座標系に表示される。この時、座標変換後の法線ベクトル $P'(p'_1p'_2p'_3)$ とベクトル $N$ (測定するひずみの方向)とが一致するか否かを確認する。なお、ベクトル $P'$ とベクトル $N$ が一致するとき、座標変換後の単位ベクトル $Q'(q'_1q'_2q'_3)$ と $Y$ 軸とのなす角 $\alpha$ は結晶の回転を表す。この作業を EBSD によって得られたすべての測定点に対して行い、ベクトル $P'$ とベクトル $N$ が一致する結晶の数を回転角ごとに記録し、ベクトル $P'$ 、 $N$ が一致する結晶の数を調査する。最後に、条件を満たす結晶の数を測定点の総数で除することで結晶の存在確率が求まる。

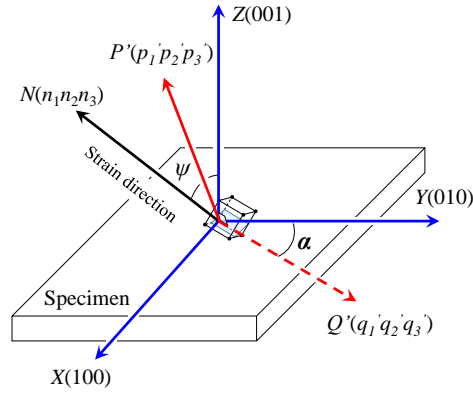


Fig. 2.13 Transformation vectors from the crystal coordinate system to the specimen coordinate system.

### (3) ベクトル $P'$ とベクトル $N$ の一致条件

粗大粒対策として揺動法を用いるため、座標変換後の法線ベクトル  $P'$  とベクトル  $N$  とが一致するか否かの判断には揺動法の影響を考慮する必要がある。そこで、ベクトルが一致するか否かの判断は次のように行う。

ベクトルの一致を確認するため、座標変換後の法線ベクトル  $P'(p_1'p_2'p_3')$  を  $Y$  軸とベクトル  $N$  を含む平面(以下  $Y-N$  平面)上に投影する。Fig. 2.14 にベクトルの投影のイメージを示す。まず、ベクトル  $P'$  を  $Y$  軸周りに  $90 - \psi$  deg だけ回転させる。次に、回転後のベクトルを  $Y-N$  平面上に投影するが、回転後のベクトル  $N$  と  $Y$  軸を含む平面は  $X-Y$  平面と一致しているため、投影後のベクトル  $P''(p_1''p_2''p_3'')$  は次のように表される。

$$p''_1 = p'_1 \cos(90 - \psi) + p'_3 \sin(90 - \psi) \quad (2.58)$$

$$p''_2 = p'_2 \quad (2.59)$$

$$p''_3 = 0 \quad (2.60)$$

最後に  $Y$  軸周りに  $90 - \psi$  deg だけ逆回転させることで、 $Y-N$  平面上にベクトル  $P'$  を投影したベクトル  $P'''(p_1'''p_2'''p_3''')$  を得ることができる。ベクトル  $P'''$  は以下のように表される。

$$p'''_1 = p''_1 \cos(90 - \psi) - p''_3 \sin(90 - \psi) \quad (2.61)$$

$$p'''_2 = p''_2 \quad (2.62)$$

$$p'''_3 = p''_1 \sin(90 - \psi) + p''_3 \cos(90 - \psi) \quad (2.63)$$



この投影後のベクトル  $P'''$  とベクトル  $N$  のなす角を  $\beta$ ，試料座標系に座標変換直後の法線ベクトル  $P'$  と投影後のベクトル  $P'''$  のなす角を  $\gamma$  とすると，この2つの角度がベクトルが一致するか否かの判断材料となる。

ここで， $X$ - $Z$ 平面上と  $Y$ - $Z$ 平面上でそれぞれ  $\mu$  と  $\omega$  の大きさの面外揺動を行うとした場合，揺動の大きさだけ回折に寄与する結晶が増加する．そのため，ベクトル  $P'''$  とベクトル  $N$  の一致条件にも  $\mu$  と  $\omega$  だけ余裕を持たせる必要がある．本研究では  $\beta$  が  $\omega$  以下であり，かつ， $\gamma$  が  $\mu$  以下である場合にベクトル  $P'$  とベクトル  $N$  が一致するとした．

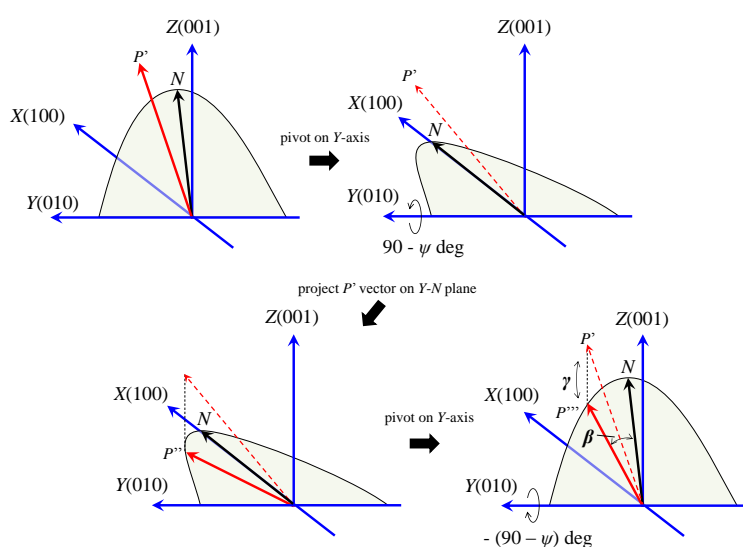


Fig. 2.14 Project  $P'$  vector on the  $Y$ - $N$  plane.

## 2.4 1 軸応力状態の溶接部への先行知見の適用

揺動法および Honda らの手法を溶接部に適用し，測定結果と溶接部に生じた応力を比較することで，粗大粒・集合組織に対する先行知見が溶接部に対しても適用可能であるか検討する．本節ではまず，1 軸応力状態の溶接部に対して検討を行う．溶接部に任意の応力を生じさせるため，本実験では溶接試験体から溶接金属を含む板状試験片を切り出し，4 点曲げ試験を行う．さらに，溶接時に相変態が生じる材料と生じない材料を用い，組織の異なる溶接部に対する先行知見の効果を確認する．

## 2.4.1 実験要項

### (a) 供試材料および4点曲げ試験片

溶接時に相変態が生じる材料として溶接構造用圧延鋼材 SM490YB を、相変態が生じない材料としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L を用いた。Table 2.1, Table 2.2 に SM490YB の化学組成と機械的特性を、Table 2.3, Table 2.4 に SUS316L の化学組成と機械的特性を示す。溶接試験体の寸法は 100 mm × 150 mm × 6 mm であり、試験体中央にビードオンプレートを行った。溶接条件は、溶接電流 100 A、アーク長 3 mm、シールドガスは Ar、ガス流量は 0.25 l/s である。溶接速度は集合組織が生じやすいよう 1 mm/s とした。溶接法は GTA 溶接であり、電極は直径 2.4 mm の純タンゲステンを使用し、突き出し長さは 3 mm とした。溶接後、Fig. 2.15 に示すように、各溶接試験体より溶接線方向と長手方向が一致するように 4 点曲げ試験片を作成した。4 点曲げ試験片の寸法は 10 mm × 60 mm × 2 mm であり、作成後、測定部近傍にひずみゲージを張り付けた。なお、4 点曲げ試験の前に初期残留応力が 10 MPa 未満であることを確認している。

Table 2.1 Chemical composition of SM490YB used. (mass %)

C	Si	Mn	P	S
0.15	0.25	1.42	0.02	0.004

Table 2.2 Mechanical properties of SM490YB used.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
597	506	22

Table 2.3 Chemical composition of SUS316L used. (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.014	0.69	1.09	0.032	0.005	12.13	17.42	2.06

Table 2.4 Mechanical properties of SUS316L used.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
260	538	58

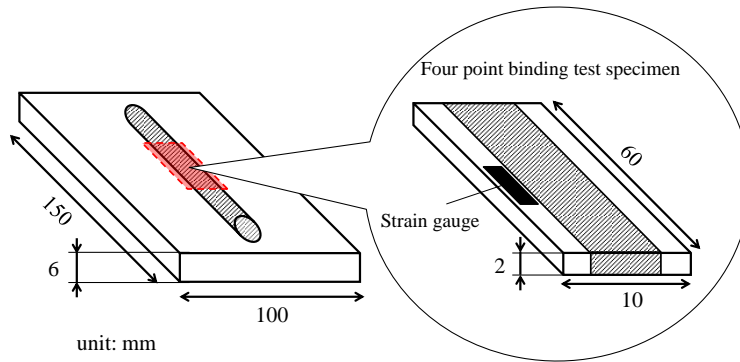


Fig. 2.15 Schematic image of four-point bending test specimen.

(b) X線応力測定条件

X線応力測定条件を Table 2.5 に示す. X線応力測定には Rigaku 社製の AutoMATE を用い, X線照射領域は直径 1 mm のコリメータにより制限した. 特性 X 線は Cr 管球の  $K\alpha$  線を用い, 回折面として SM490YB に対しては  $\{211\}$  面を, SUS316L に対しては  $\{220\}$  面を用い, 測定は溶接金属部中央に対して行った. Table 2.6 に用いた単結晶弾性コンプライアンス<sup>18,19)</sup>と X 線的弾性定数を示す. X 線的弾性定数は, 単結晶弾性コンプライアンスと Kröner モデルより見積もった値を用いた. また, 揺動法として,  $\pm 1$  deg の面外揺動と溶接線方向への  $\pm 2$  mm の面内揺動を組み合わせた多軸揺動法を採用した.

Table 2.5 X-ray stress measurement conditions.

	SM490YB	SUS316L
Wave length (nm)	0.22911	0.22911
Diffraction plane	$\{211\}$	$\{220\}$
Collimater (mm)	1	1
Measuring frame (frame/point)	10	10
Measuring frame (s/frame)	300	100
Oscillation	off-plate $\pm 1$ deg in-plane $\pm 2$ mm	off-plate $\pm 1$ deg in-plane $\pm 2$ mm
Analysis model	$2\theta$ - $\sin^2\psi$ method	$2\theta$ - $\sin^2\psi$ method Honda's method

Table 2.6 Mechanical properties for X-ray stress measurement.

	SM490YB	SUS316L
Elastic compliance ( $\text{TPa}^{-1}$ )		
$S_{11}$	7.622	9.839
$S_{12}$	-2.795	-3.86
$S_{44}$	8.584	8.403
X-ray elastic constant (Kröner)		
X-ray Young's modulus (GPa)	223	209
X-ray Poisson's ratio	0.28	0.28

(c) 4点曲げ試験実験条件

4点曲げ試験により 250 MPa までの負荷を 50 MPa ごとに加えた。負荷応力は 4点曲げ試験により負荷されたひずみに機械的なヤング率を乗じることで算出し、機械的ヤング率は SM490YB では 220 GPa を、SUS316L では 193 GPa を用いた。

(d) EBSD による結晶方位解析条件

組織観察, および, 結晶の存在確率を EBSD によって決定するため, Fig. 2.16 に示すように, EBSD 用の試験片を溶接試験体より作成した。溶接試験体は 4点曲げ試験片を作成した試験体と同一のものである。試験片の観察面に対し 400, 800, 1500, 2400, 4000 番の研磨紙で湿式研磨を行い, その後 20 % 硫酸メタノールを用いて電解研磨を行った。研磨面に対して EBSD による結晶方位解析を行い, 解析時のステップサイズは  $3\ \mu\text{m}$  とした。また, 結晶の存在確率の決定は SUS316L の  $\{220\}$  面と  $\{311\}$  面を対象に行い, 異なる回折面に対しても提案手法を適用できることを確認した。

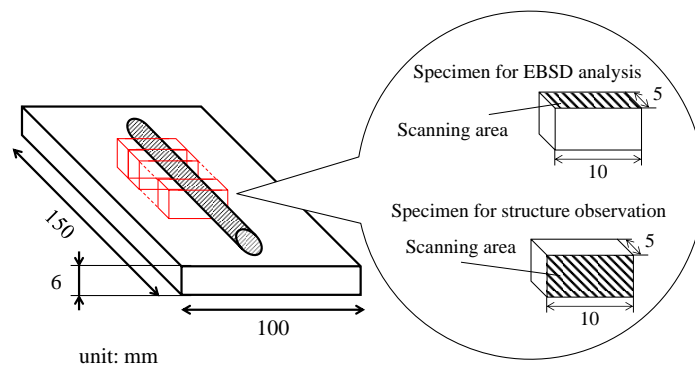


Fig. 2.16 Schematic image of specimens for EBSD.

## 2.4.2 実験結果

### (a) 溶接部の組織観察結果

Fig. 2.17 に溶接部断面の結晶方位分布図を、Fig. 2.18 に極点図を示す。溶接時に相変態が生じる SM490YB では、Fig. 2.17 (a)に示すように、溶接部は微細な結晶粒と  $50\ \mu\text{m}$  を超える粗大な結晶粒が混在している。また、Fig. 2.18 (a)に示すように、結晶方位はランダムな分布となり、粗大粒のみが存在する溶接部である。一方、溶接時に相変態が生じない SUS316L では、Fig. 2.17 (b)に示すように、非常に粗大な結晶粒が大部分を占めている。また、Fig. 2.18 (b)に示すように、結晶方位は[100]方向に配向しており、粗大粒と集合組織が重畳した溶接部である。

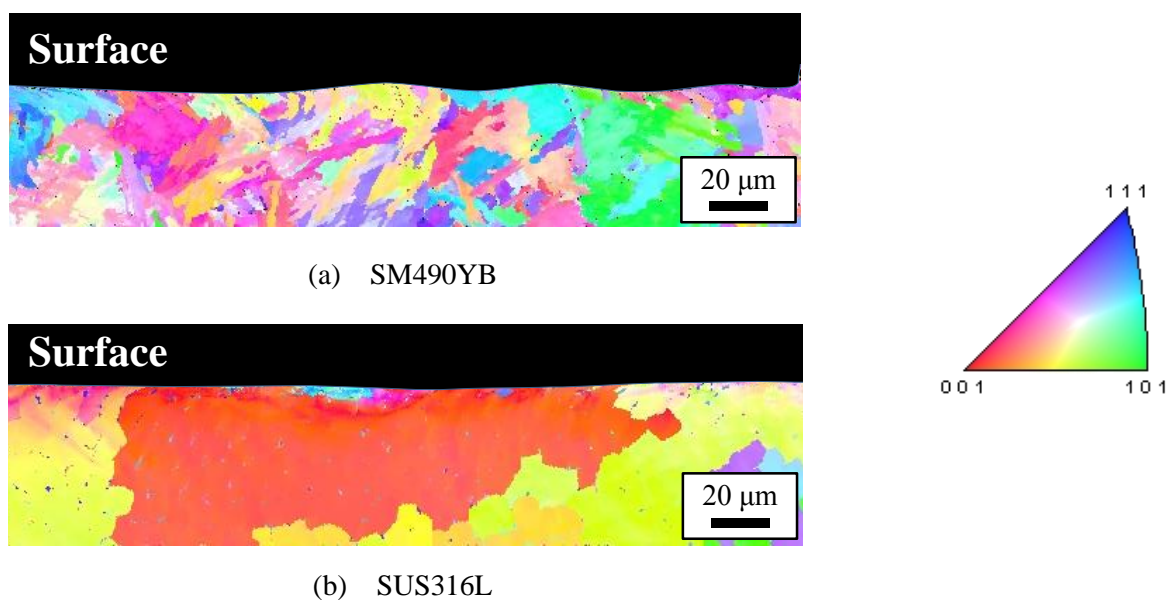


Fig. 2.17 Inverse pole figure map in weld metal.

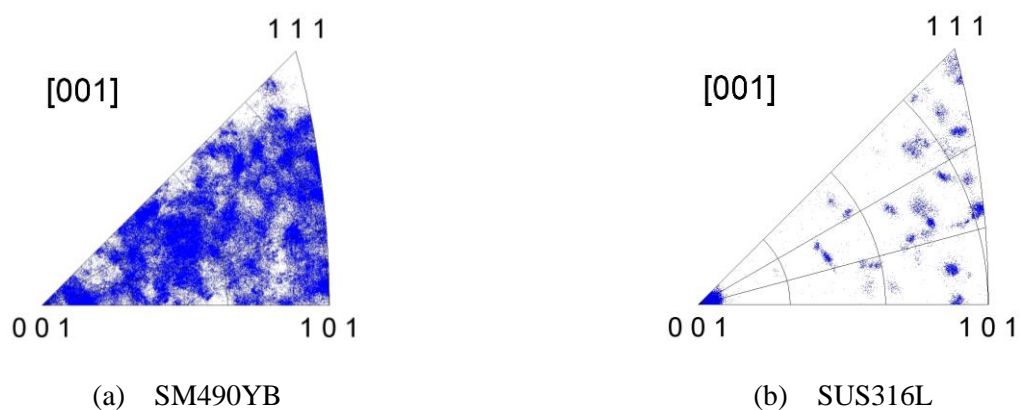


Fig. 2.18 Inverse pole figure in weld metal.

(b) 提案手法によって決定された結晶の存在確率と X 線回折強度の比較

結晶の存在確率は各方位の結晶がどの程度存在しているかを表すパラメータである。また、X 線の回折強度は回折に寄与する結晶粒の数が多いほど大きくなるため、結晶の存在確率と各  $\psi$  角における X 線回折強度には相関があることは明らかである。そこで、提案手法によって決定された結晶の存在確率と X 線回折強度の比較を行った。なお、X 線回折強度は結晶の回転に関係なく、回折に寄与するすべての結晶からの回折の総和であるため、両者を比較する際には、結晶の存在確率についても結晶の回転を考慮せず、全方位の結晶の存在確率の総和と比較した。SUS316L の溶接金属部中央の結晶の存在確率と X 線回折強度を  $\sin^2\psi$  で整理し比較した結果を Fig. 2.19 に示す。なお、Fig. 2.19 (a), (b) は {220} 面を対象に、Fig. 2.19 (c), (d) は {311} 面を対象に比較した結果であり、結晶の存在確率と X 線回折強度の計測位置は同じである。

Fig. 2.19 (a) より、溶接線方向では {220} 面の結晶の存在確率は  $\sin^2\psi = 0$  と 0.5 付近で大きな値を示している。X 線回折強度も同様に  $\sin^2\psi = 0$  と 0.5 付近で大きな値を示しており、両者は良好な一致を示している。また、Fig. 2.19 (b) より、溶接線直角方向においても {220} 面の結晶の存在確率と X 線回折強度がそれぞれ大きな値を示す角度はほぼ等しく、結晶の存在確率と X 線回折強度は相対的に良い一致を示している。同様に、Fig. 2.19 (c), (d) に示す {311} 面の結果においても、増減の傾向などが一致しており、結晶の存在確率と X 線回折強度は相対的に良い一致を示している。

以上のように、異なる回折面においても、提案手法によって決定された結晶の存在確率と X 線回折強度は相対的に一致しており、提案手法により結晶の存在確率を正確に評価できたと判断できる。

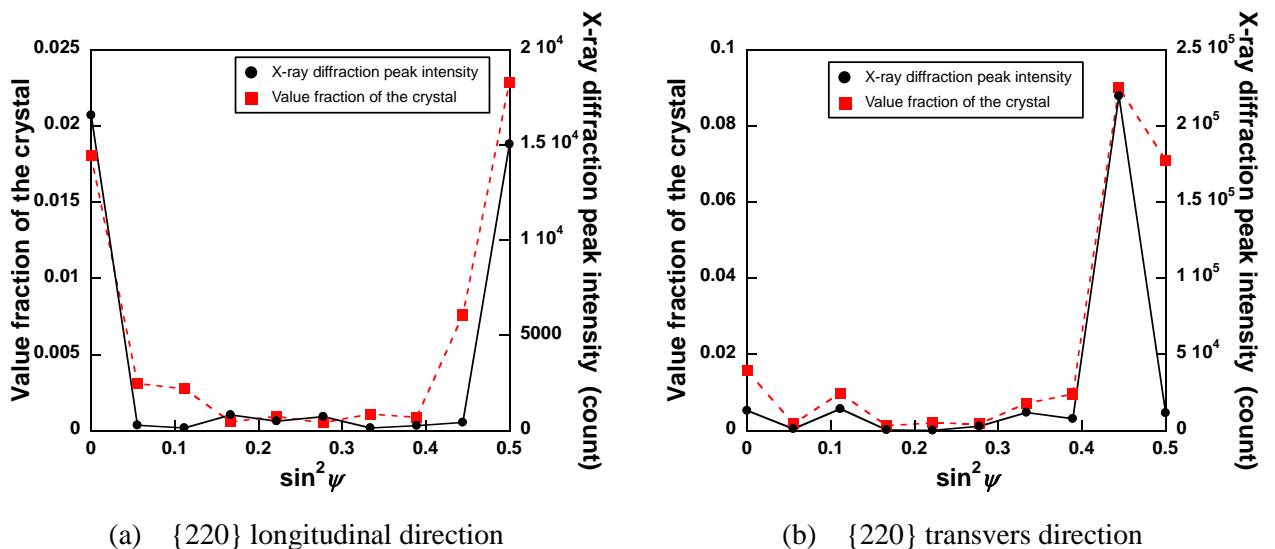
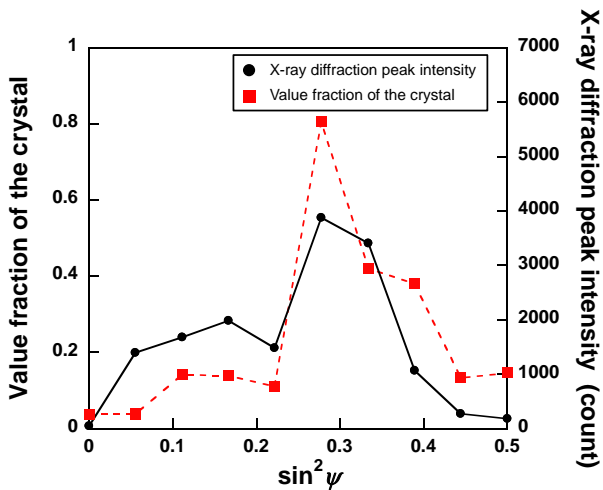
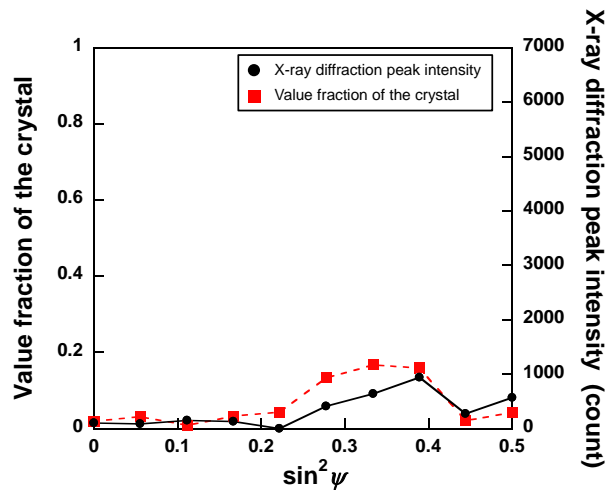


Fig. 2.19 Comparison of value fraction of the crystal and X-ray diffraction peak intensity in weld metal.



(c) {311} longitudinal direction



(d) {311} transvers direction

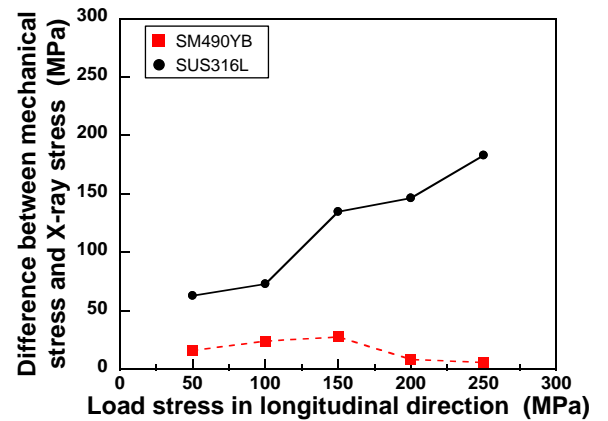
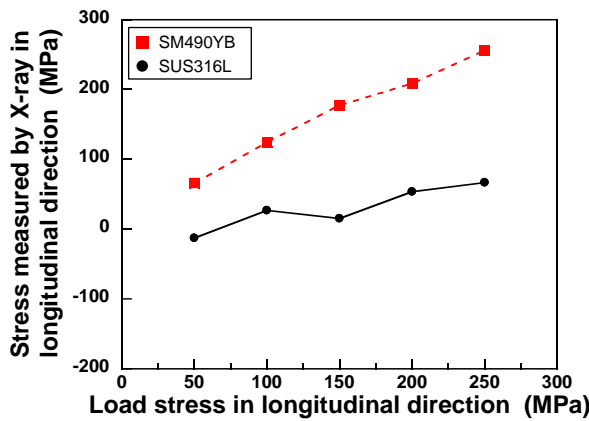
Fig. 2.19 Continued.

(c)  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法を用いた際の X 線応力測定結果と負荷応力の関係

4 点曲げ試験により任意の負荷を加え、揺動法を用いた  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法により応力測定した際の測定結果と負荷応力の関係を Fig. 2.2 に示す. なお, Fig. 2.20 (a)は測定結果と負荷応力の関係を, Fig. 2.20 (b)は測定結果と負荷応力の差を表している. SM490YB と SUS316L では大きく異なる結果が得られている.

Fig. 2.20 より, SM490YB では負荷応力の大きさにかかわらず  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法による測定結果と負荷応力は良好に一致しており, 測定誤差は $\pm 20$  MPa 未満であった. 一方, SUS316L では測定結果と負荷応力は大きく乖離しており, 負荷応力が大きくなるにつれて差は大きくなっている.

以上のように, 粗大粒のみが生じていた SM490YB では, 揺動法を用いることで測定精度が向上し, X 線応力測定により溶接部に生じた応力を正確に評価できた. 一方, 粗大粒と集合組織が重畳した SUS316L では, 揺動法を適用しているにもかかわらず測定精度の向上は確認できない. そのため, 集合組織に対する揺動法の効果は低く, 集合組織が生じる場合, 揺動法を用いても  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法による応力測定が出来ないことは明らかである. そこで次に, SUS316L の溶接部に対し Honda らの手法を適用し, 改めて応力を評価した.



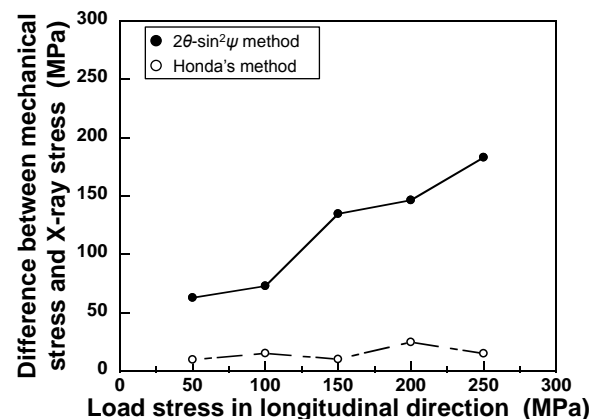
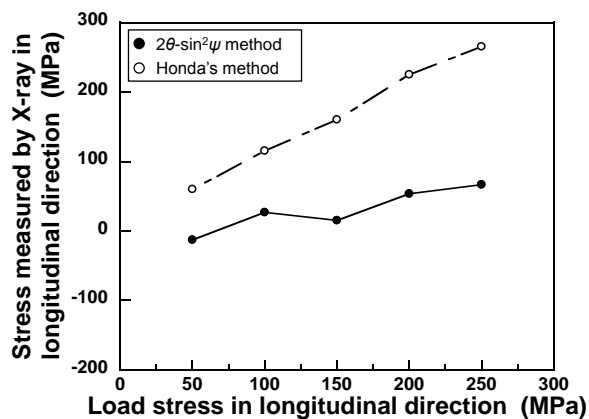
(a) Relationship between load stress and measured stress

(b) Difference between load stress and measured stress

Fig. 2.20 Relationship between load stress and measured stress by  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  method.

(d) Honda らの手法を用いた際の X 線応力測定結果と負荷応力の関係

Honda らの手法により SUS316L の 4 点曲げ試験結果を再評価した. なお, 測定の際には先ほどと同条件の揺動を行っている.  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法で測定した結果と Honda らの手法で測定した結果を Fig. 2.21 に示す. Fig. 2.21 より, Honda らの手法を用いた場合, 測定結果と負荷応力の差は  $\pm 25$  MPa 未満となり,  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法を適用した場合に比べ, 測定精度が大きく改善していることが確認できる. つまり, 粗大粒と集合組織を有する SUS316L 溶接部においても, 揺動法と Honda らの手法を用いることで, X 線応力測定法により溶接部の残留応力を正確に評価できるといえる.



(a) Relationship between load stress and measured stress

(b) Difference between load stress and measured stress

Fig. 2.21 Relationship between load stress and measured stress by  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  method and Honda's method.



## 2.5 多軸応力状態の溶接部への先行知見の適用

前節では、1軸応力状態の溶接部に対して、粗大粒のみを有する溶接部には揺動法が、粗大粒と集合組織を有する溶接部には揺動法と Honda らの手法を組み合わせた方法が効果的であることを示した。しかし、一般に溶接部は多軸応力状態になりやすいため、溶接部の応力測定法として X 線応力測定法を用いるためには、多軸応力状態の溶接部に対しても何らかの手法によって、揺動法や Honda らの手法と同様の効果が得られなければならない。

ここで、揺動法については、入射 X 線揺動法と面外揺動は対象の応力状態の影響をほとんど受けず、面内揺動も対象の応力状態を考慮すれば適用可能である。例えば、ビードオンプレートを施工した板状溶接試験体では、板中央に溶接線方向に対し応力の定常域が生じるため、溶接線方向に対し並進揺動を加えることが出来る。そのため、多軸応力状態の溶接部に対しても揺動法は適用可能であり、溶接部に生じる粗大粒は揺動法により解決できる。一方、Honda らの手法は 1 軸応力状態の集合組織を対象にしており、多軸応力状態の集合組織に対して適用が可能であるかは明らかにされていない。そこで、本節では任意の多軸応力状態の集合組織を有する溶接部を再現し、多軸応力状態の溶接部に対しても Honda らの手法を適用できるか検討した。

### 2.5.1 多軸応力状態の集合組織を有する試験片の作成

多軸応力状態の集合組織を再現するため、本研究では溶接試験体から作成した Lz 試験片を用いる。Lz 試験片は上田らによって提案された試験法であり<sup>20)</sup>、Fig. 2.22 に示すように、試験体から薄型の試験片を切り出すことで、溶接線方向以外の応力が解放された試験片を作成することができる。さらに、Lz 試験片に対し、4 点曲げ試験により溶接線直角方向に負荷を加えることで、任意の応力状態の集合組織を有する溶接部を作成する。

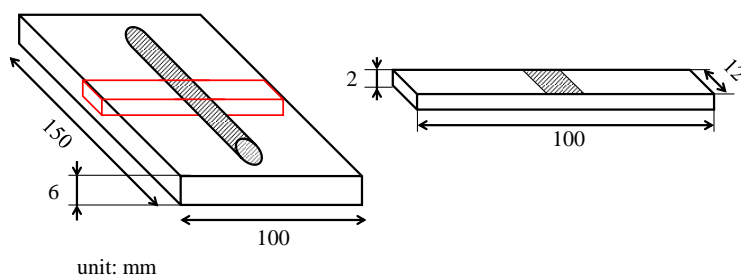


Fig. 2.22 Schematic image of Lz specimen.

## 2.5.2 実験要項

### (a) Lz 試験片の作成

Lz 試験片を溶接試験体より作成した。溶接試験体はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L に対しビードオンプレートを行ったものであり、2.4 節と同じ条件下で作成した。Lz 試験片の寸法は 100 mm×12 mm×2 mm であり、作成後、Fig. 2.23 に示すように、溶接金属部にひずみゲージを貼りつけた。また、溶接金属部に張り付けたひずみゲージから、測定部に残留する溶接線方向の応力は -130 MPa であることを確認している。

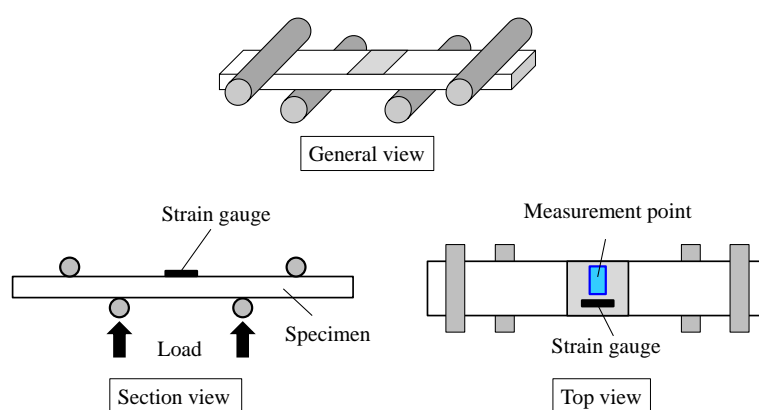


Fig. 2.23 Schematic image of four-point binding test.

### (b) X 線応力測定条件

応力測定の際、粗大粒対策として揺動法を用いるが、今回作成した Lz 試験片では溶接線方向に定常部がほとんどないため、並進揺動は行わず、 $\pm 1 \text{ deg}$  の面外揺動のみ行った。他の測定条件は 2.4 節と同じである。

### (c) 4 点曲げ試験条件

Lz 試験片作成後、溶接線直角方向には -100 MPa 程度の残留応力が確認された。そこで、溶接線直角方向に 100 MPa 前後の荷重を加えながら X 線による測定を数回行い、溶接線直角方向の  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きがほぼ 0 になる条件を探した。そして、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きがほぼ 0 となる条件を基準に 4 点曲げ試験を開始し、50 MPa、100 MPa の荷重を加えた。そして、Fig. 2.24 に示すように、溶接線直角方向に荷重応力を加えた際の溶接線方向と溶接線直角方向の応力を Honda らの手法により評価した。荷重応力は 4 点曲げ試験により荷重されたひずみに機械的なヤング率を乗じ

ることで算出し、機械的ヤング率は 193 GPa を用いた。

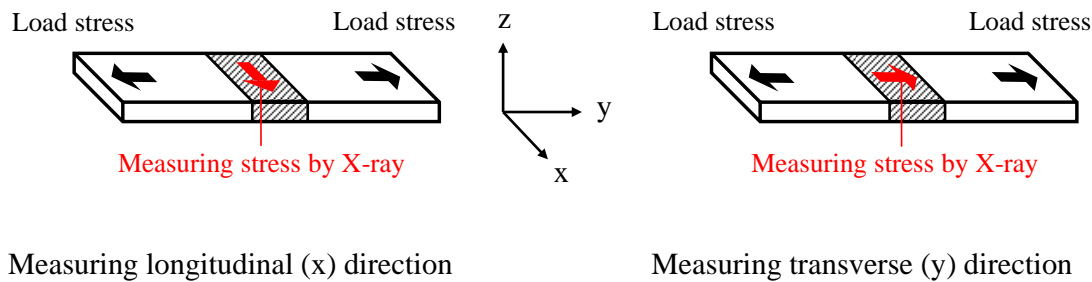


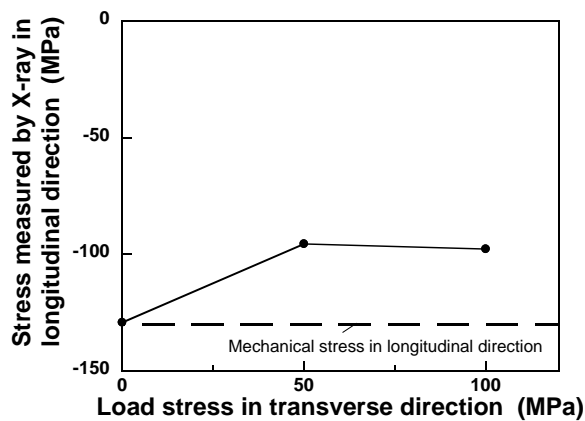
Fig. 2.24 Relationship between load stress and measured stress.

### 2.5.3 実験結果

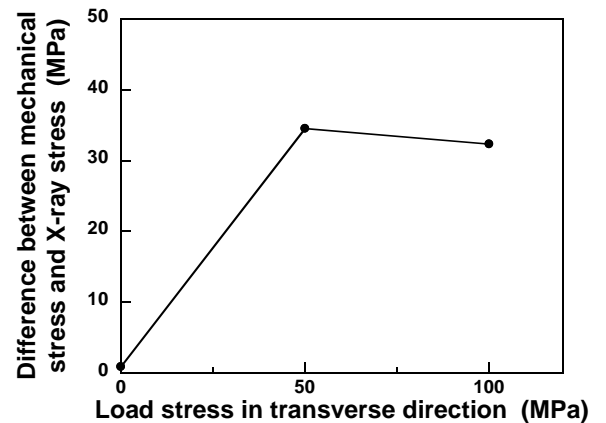
Fig. 2.25 に溶接線方向の応力を Honda らの手法により評価した結果を、Fig. 2.26 に溶接線直角方向の応力を評価した結果を示す。なお、Fig. 2.25 (a)、Fig. 2.26 (a)は各負荷応力における測定結果と溶接部の応力の関係を、Fig. 2.25 (b)、Fig. 2.26 (b)は各負荷応力における測定結果と溶接部の応力の差をそれぞれ示している。

Fig. 2.25 より、溶接線直角方向への負荷応力が 0 MPa である場合、Honda らの手法を用いて溶接線方向の応力を評価した結果は、溶接部の応力とほぼ同じ-130 MPa を示した。しかし、溶接線直角方向に応力が加わると測定結果は-100 MPa 前後を示し、溶接部の応力と異なる値を示した。同様に、Fig. 2.26 より、溶接線直角方向への負荷応力が 0 MPa である場合、Honda らの手法を用いて溶接線直角方向の応力を評価した結果は 0 MPa を示したが、負荷応力が大きくなるにつれ、測定結果は負荷応力よりも低い値を示し、負荷応力が大きくなるにつれて、差は大きくなった。

以上のように、1 軸応力状態を前提とした Honda らの手法では多軸応力状態の集合組織を有する溶接部の応力を正確に評価できなかった。

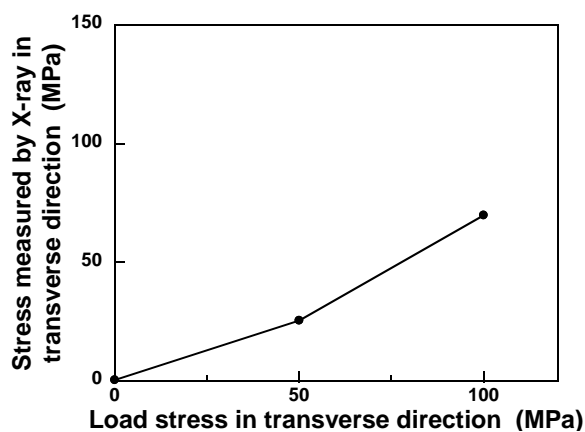


(a) Relationship between load stress and measured stress

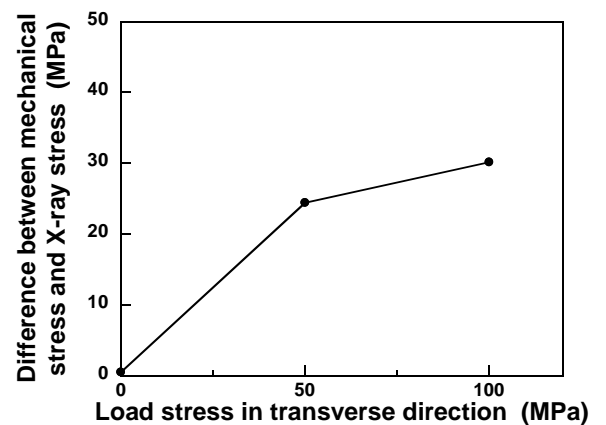


(b) Difference between load stress and measured stress

Fig. 2.25 Relationship between load stress and measured stress by Honda's method in longitudinal direction.



(a) Relationship between load stress and measured stress



(b) Difference between load stress and measured stress

Fig. 2.26 Relationship between load stress and measured stress by Honda's method in transvers direction.

## 2.6 X線応力測定法を溶接部に適用する上での課題

2.4節の実験から明らかになったように、1軸応力状態の溶接部に対しては揺動法とHondaらの手法を適用可能であり、粗大粒を有する溶接部に対しては揺動法を用いることで、粗大粒と集合組織を有する溶接部に対しては揺動法とHondaらの手法を用いることで、X線による応力測定が可能となった。さらに、揺動法は対象の応力状態に影響されないため、溶接部に生じる粗大粒は揺動法

を用いることで解決できるといえる。しかし、2.5 節の実験から明らかになったように、Honda らの手法は多軸応力状態の集合組織に対しては適用が難しく、多軸応力状態となりやすい溶接部に対してそのまま適用することはできない。また、第 1 章で述べた Honda らの手法以外の応力測定法もすべて 1 軸応力状態の集合組織に対して検討がなされているため、集合組織を有する多軸応力状態となることの多い実溶接部に対して先行知見をそのまま適用することはできない。

以上のことから、多軸応力状態となりやすい溶接部に対して X 線応力測定法を適用するためには、多軸応力状態の集合組織における応力測定法の構築が必要不可欠であると言える。

## 2.7 結言

本章では X 線応力測定法の基礎原理について述べるとともに、粗大粒・集合組織に対する先行知見を溶接部に対して適用し、溶接部に対してもそれらの知見を適用可能であるか、4 点曲げ試験を用いた実験により検討した。そして、X 線応力測定法を溶接部に適用するために解決すべき課題を明らかにした。以下に本章で得られた知見を示す。

- 1) EBSD を用いた結晶の存在確率の決定法を提案した。提案手法を用い SUS316L の溶接金属部における結晶の存在確率を 2 つの回折面に対し評価したが、どちらの回折面においても評価結果は X 線回折強度と相対的に一致したことから、提案手法により正確に結晶の存在確率を評価できると判断できる。
- 2) 粗大粒のみ生じた SM490YB の溶接部では、揺動法を用いることで溶接部に生じた応力を X 線応力測定法により正確に評価できた。また、揺動法は対象の応力状態の影響をほとんど受けないため、溶接部に生じる粗大粒の問題は揺動法を用いることで解決できる。一方で、粗大粒と集合組織が重畳した SUS316L の溶接部に対しては、揺動法の効果は小さく、揺動法だけでは X 線による応力測定が困難であった。
- 3) 粗大粒と集合組織が重畳した SUS316L の溶接部において、1 軸応力状態であれば揺動法と Honda らの手法を組み合わせた測定を行うことで、溶接部に生じた応力を X 線応力測定法により正確に評価できた。しかし、多軸応力状態の場合では、溶接部に生じた応力を正確に評価できておらず、溶接部に生じる集合組織の問題は Honda らの手法だけでは解決できなかった。

- 4) 今日までに提案されている集合組織への対策手法はいずれも1軸応力状態の集合組織を対象としており、多軸応力状態となりやすい溶接部に対してはそのまま適用することができない。そのため、溶接部に対してX線応力測定法を適用するには、多軸応力状態の集合組織における応力測定法の構築が必要不可欠である。

## 参考文献

- 1) A. L. Christenson and E.S. Rowland, "Residual Stress in Hardened High Carbon Steel", Transaction of ASM, Vol. 45, (1953) pp. 638-676.
- 2) P. J. Webster, G. B. M. Vaughan, G. Mills and W. P. Kang, "High Resolution Synchrotron Strain Scanning at BM16 at the ESRF", Material Science Forum, Vol. 278 (1998) pp. 323-328.
- 3) S. Taira, K. Tanaka and T. Yamazaki, "A Method of X-Ray Micro Beam Measurement of Local Stress and Its Application of Fatigue Crack Growth Problems", Journal of the Society of Materials Science, Vol.27, No.294 (1978) pp. 251-256.
- 4) J.W. L. Pang, T. M. Holden and T. E. Mason, "The Development of Intergranular Strains in a High-Strength Steel", The Journal of Strain Analysis for Engineering Design, Vol.33, No.5 (1998) pp. 373-383.
- 5) B. Clausena, T. Lorentzena and T. Leffersa, "Self-Consistent Modelling of the Plastic Deformation of f.c.c. Polycrystals and its Implications for Diffraction Measurements of Internal Stresses", Acta Materialia, Vol.46, No.9 (1998) pp. 3087-3098.
- 6) B. Clausena, T. Leffersa and T. Lorentzena, "On the Proper Selection of Reflections for the Measurement of Bulk Residual Stresses by Diffraction Methods", Acta Materialia, Vol.51, No.20 (2003) pp. 6181-6188.
- 7) B. Clausena, T. Lorentzena, M. Bourke and M. Daymond, "Lattice Strain Evolution during Uniaxial Tensile Loading of Stainless Steel", Materials Science and Engineering A, Vol.259, No.1 (1999) pp. 17-24.
- 8) E.C. Olivera, M.R. Daymonda and P.J. Withersb, "Interphase and Intergranular Stress Generation in Carbon Steels", Acta Materialia, Vol.52, No.7 (2004) pp. 1937-1951.

- 9) D. Dye, H.J. Stone and R.C. Reed, "A Two Phase Elastic-Plastic Self-Consistent Model for the Accumulation of Microstrains in Waspaloy", *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, Vol.5, No.1 (2001) pp.31-37.
- 10) A. Reuss, *Z. Angew, Math. Mech.* 9 (1929) p. 49.
- 11) W. Voigt, "Lehrbuch der Kristalphysik", Teubner. Berlin (1928) p. 962.
- 12) E. Kröner, "Berechnung der elastischen Konstanten des Vierkristalls aus den Konstanten des Einkristalls", *Zeitschrift Physic*, Vol.151 (1958) pp. 504-518.
- 13) J. D. Eshelby, "The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems" *Proceedings of the Royal Society A*, (1957) pp. 376-396.
- 14) Division of X-Ray Stress and Strain Measurements Committee for X-Ray Study on Deformation and Fracture of Solid, "Dependence of Lattice Strain on Diffraction Plane Measured by X-Ray Method: Report of Cooperative Work of Division", *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.20, No.219 (1971) pp. 1257-1271.
- 15) K. Honda, N. Hosokawa and T. Sarai, "Elastic Deformation Behaviours of Anisotropic Materials", *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.27, No.294, (1978), pp.278-284.
- 16) K. Honda, N. Hosokawa and T. Sarai, "Effect of Texture on Stress Measured by X-ray Diffraction Method", *Journal of the Japanese Society for Non-Destructive Inspection*, Vol.26, No.8 (1977) pp. 539-545.
- 17) T. Sarai and K. Honda, "Expert System for X-Ray Stress Measurement Considering Texture-Measurement of Stress in Cold-Rolled Steel Sheets", *Journal of the Japanese Society for Non-Destructive Inspection*, Vol.49, No.7, (2000), pp.453-459.
- 18) "金属データブック", 日本金属学会 (2004).
- 19) H. M. Ledbetter, "Predicted Single-Crystal Elastic Constants of Stainless-Steel 316," *Br. J. Non-Destructive Testing*, 23 (1981) pp. 286- 287.
- 20) Y. Ueda, N. X. Ma and R. Koki, "TL\_yL\_z Method and T Method for Measurement of 3 Dimensional Residual Stresses in Bead-on-plate Welds: Estimating and Measuring Methods of Residual Stresses Using Inherent Strain Distribution Described as Functions (Report 2)", *Quarterly journal of the Japan Welding Society*, Vol.11, No.4, (1993), pp.555-562.

## 第3章 多軸応力状態における集合組織を有する溶接部の応力評価手法の構築

### 3.1 緒言

前章において、多軸応力状態の集合組織を有する溶接部に対しては Honda らの手法を適用することは困難であることを明らかにし、溶接部に対して X 線応力測定法を適用するためには、多軸応力状態の集合組織における応力測定法の構築が必要不可欠であることを示した。そこで、本章では平均格子ひずみの考え方を溶接部に対して適用し、多軸応力状態の集合組織に対しても適用が可能な新しい X 線応力測定法を構築することを試みる。まず、多軸応力状態の集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動について、第 2 章と同じ Lz 試験片を利用し検討を行う。そして、結晶粒の変形挙動を考慮した新しい応力算出法を導き、多軸応力状態の集合組織を有する溶接部に対しても適用が可能な新しい X 線応力測定法の構築を試みる。

### 3.2 多軸応力状態の集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動に関する検討

平均格子ひずみとは、X 線照射領域内に含まれる数百から数千の中で X 線回折に寄与する結晶粒が有するひずみの平均値であり、X 線回折で得られるひずみと一致する。この平均格子ひずみを考えるうえで、材料全体に加わるマクロな応力・ひずみと X 線応力測定法で評価されるミクロな応力・ひずみの関係性について把握することが重要である。そこで、集合組織に含まれる 1 つの結晶粒の変形挙動について考える。結晶粒の変形挙動について考えるうえで、基本的な考え方として 2 つのモデルが度々用いられる。一方は、すべての結晶粒のミクロな応力がマクロな応力と等しいとする Reuss モデル<sup>1)</sup>であり、もう一方は、すべての結晶粒のミクロなひずみがマクロなひずみと等しいとする Voigt モデル<sup>2)</sup>である。このとき、それぞれの仮定のもとで求められたマクロな弾性挙動は多結晶体の弾性挙動の上界、下界となる<sup>3)</sup>。1 単軸応力状態の集合組織に対しては、今日までに両モデルを用いた検討が既に行われており、1 単軸応力状態の集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動は Reuss モデルに従うとする研究成果がほとんどである<sup>4)8)</sup>。第 2 章で述べたように、Honda らも Reuss モデルを支持しており、彼らの提案手法においても 1 つの結晶粒のひずみと平均格子ひずみを Reuss モデルの条件下で関連付けている。



しかし、上記の検討はすべて 1 軸応力状態の集合組織に対する検討であり、多軸応力状態の集合組織に対する検討はこれまで見当たらない。そこで、溶接部に生じる集合組織に多軸応力が加わった際の結晶粒の変形挙動について新たに検討を行う。検討では、第 2 章と同様に、溶接試験体から作成した Lz 試験片を用いる。Lz 試験片に負荷を加えた際の回折角  $2\theta$  の変化の挙動を観察し、Resuu モデル、Voigt モデルを用いて計算された平均格子ひずみより求まる  $2\theta$  と比較することで、多軸応力状態の集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動がどちらのモデルに近い挙動を示すか確認する。

### 3.2.1 Reuss モデルおよび Voigt モデルを適用した際の平均格子ひずみの算出

第 2 章と同様に、Fig. 3.1 のように結晶座標系( $x$ - $y$ - $z$  座標系)と試料座標系( $X$ - $Y$ - $Z$  座標系)を定義した際、集合組織に含まれる 1 つの結晶粒のひずみは式(3.1)のように、平均格子ひずみは式(3.2)のように表される。

$$\varepsilon_{\psi} = S_0(M_{11}\sigma_1 + M_{22}\sigma_2 + 2M_{12}\tau_{12}) + S_{12}(\sigma_1 + \sigma_2) + \frac{1}{2}S_{44}\sigma_{11}\sin^2\psi \quad (3.1)$$

$$\bar{\varepsilon}_{\psi} = \frac{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha}\varepsilon_{\psi}d\alpha}{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha}d\alpha} \quad (3.2)$$

$$M_{ij} = u^2l_i l_j + v^2m_i m_j + w^2n_i n_j \quad (3.3)$$

$$S_0 = S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2}S_{44} \quad (3.4)$$

ここで、注目した結晶に生じるミクロな応力・ひずみと材料全体に加わるマクロな応力( $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ )・ひずみ( $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ )の関係が明らかになれば、マクロな応力・ひずみと結晶の存在確率を式(3.1), (3.2)に与えることで平均格子ひずみが求まる。平均格子ひずみと X 線回折によって得られる回折角との関係は Bragg の回折条件から式以下のように表される。

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.5)$$

$$\Delta\theta = (\theta_{\psi} - \theta_0) = -\tan \theta_0 \cdot \bar{\varepsilon}_{\psi} \quad (3.6)$$

$$\bar{\varepsilon}_\psi = (2\theta_0 - 2\theta_\psi) \frac{\cot \theta_0}{2} \quad (3.7)$$

各モデルを適用して求められた平均格子ひずみは、式(3.7)より回折角  $2\theta$  に変換でき、これを実測された回折角  $2\theta$  と比較する。以下に、Reuss モデルと Voigt モデルを用いた場合の平均格子ひずみの求め方について述べる。

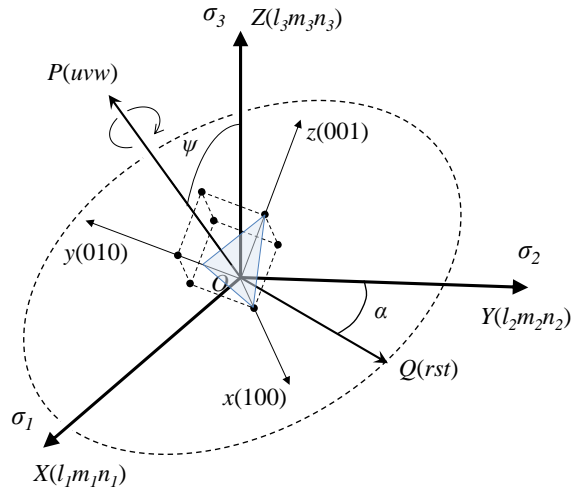


Fig. 3.1 Principle relation of stress strain and orientations in single crystal.

(a) 集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動が Reuss モデルに従う場合

集合組織中の結晶粒の変形挙動が Reuss モデルに従うとした場合、各結晶が有するミクロな応力  $\sigma_{ij}$  は材料全体に加わるマクロな応力  $\sigma_{ij}^b$  と等しくなり、式(3.1)の各応力は方位に無関係となるため式(3.1)は

$$\bar{\varepsilon}_\psi = S_0 (\overline{M_{11}} \sigma_1^b + \overline{M_{22}} \sigma_2^b + 2\overline{M_{12}} \tau_{12}^b) + S_{12} (\sigma_1^b + \sigma_2^b) + \frac{1}{2} S_{44} \sigma_1^b \sin^2 \psi \quad (3.8)$$

$$\overline{M_{ij}} = \frac{\int_0^{2\pi} P_{\psi\alpha} M_{ij} d\alpha}{\int_0^{2\pi} P_{\psi\alpha} d\alpha} \quad (3.9)$$

となる。そのため、既知のマクロな応力と結晶の存在確率を与えることで式(3.8)、(3.9)より、平均格子ひずみが求まる。

(b) 集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動が Voigt モデルに従う場合

集合組織中の結晶粒の変形挙動が Voigt モデルに従うとした場合、式(3.1)中の各応力は結晶の方位に依存する。そのため、式(3.1)、(3.2)より平均格子ひずみを求めるには、既知のマクロなひずみから各方位の結晶の応力を求める必要がある。そこで、Voigt モデルに従うと仮定した際のミクロな応力とマクロなひずみの関係を導く。

まず、1つの結晶に注目し、その結晶に働くミクロな応力を  $\sigma_{pq}$  とする。ただし、添え字  $pq$  は試料座標系における方向を表す。このとき、試料座標系での応力  $\sigma_{pq}$  と結晶座標系での応力  $\sigma_{ij}$  との間には次式が成り立つ。

$$\sigma_{pq} = l_p l_q \sigma_1 + m_p m_q \sigma_2 + n_p n_q \sigma_3 + (l_p m_q + m_p l_q) \tau_{12} + (m_p n_q + n_p m_q) \tau_{23} + (n_p l_q + l_p n_q) \tau_{31} \quad (3.10)$$

また、Hooke の法則より結晶座標系における応力-ひずみ関係は弾性スティフネス  $C_{ij}$  を用いて1次式で表すことができ、立方晶金属を対象とする場合その対称性から次のように3個の弾性スティフネスのみで関係づけられる。

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \end{pmatrix} \quad (3.11)$$

式(3.11)より、式(3.10)は

$$\sigma_{pq} = (C_{11} - C_{12})(l_p l_q \varepsilon_1 + m_p m_q \varepsilon_2 + n_p n_q \varepsilon_3) + C_{12}(l_p l_q + m_p m_q + n_p n_q)(\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3) + 2C_{44}\{(l_p m_q + m_p l_q) \tau_{12} + (m_p n_q + n_p m_q) \tau_{23} + (n_p l_q + l_p n_q) \tau_{31}\} \quad (3.12)$$

となる。さらに、結晶座標系のひずみ  $\varepsilon_{ij}$  と試料座標系のひずみ  $\varepsilon_{ij}^p$  の関係を方向余弦を用いて表すと、それぞれ次のようになる。

$$\varepsilon_1 = l_i l_j \varepsilon_{ij}^b \quad (3.13)$$

$$\varepsilon_2 = m_i m_j \varepsilon_{ij}^b \quad (3.14)$$

$$\varepsilon_3 = n_i n_j \varepsilon_{ij}^b \quad (3.15)$$

$$\gamma_{12} = l_i m_j \varepsilon_{ij}^b \quad (3.16)$$

$$\gamma_{23} = m_i n_j \varepsilon_{ij}^b \quad (3.17)$$

$$\gamma_{31} = n_i l_j \varepsilon_{ij}^b \quad (3.18)$$

式(3.13)～(3.18)を式(3.12)に代入し整理すると式(3.19)が導かれる。

$$\sigma_{pq} = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 \left\{ C_0 L_{pqij} + C_{12} N_{pq} N_{ij} + C_{44} (N_{pi} N_{qj} + N_{pj} N_{qi}) \right\} \varepsilon_{ij}^b \quad (3.19)$$

$$L_{pqij} = l_p l_q l_i l_j + m_p m_q m_i m_j + n_p n_q n_i n_j \quad (3.20)$$

$$\begin{aligned} N_{ij} &= l_i l_j + m_i m_j + n_i n_j \\ &= 1(i = j) \\ &= 0(i \neq j) \end{aligned} \quad (3.21)$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ij}^b &= \varepsilon_i^b (i = j) \\ &= \gamma_{ij}^b (i \neq j) \end{aligned} \quad (3.22)$$

ただし、

$$\begin{aligned} (p = q) \\ \sigma_{pq} &= C_0 \left\{ L_{pq11} \varepsilon_{11}^b + L_{pq22} \varepsilon_{22}^b + L_{pq33} \varepsilon_{33}^b + 2L_{pq12} \varepsilon_{12}^b + 2L_{pq23} \varepsilon_{31}^b + 2L_{pq11} \varepsilon_{11}^b \right\} \\ &\quad + C_{12} (\varepsilon_{11}^b + \varepsilon_{22}^b + \varepsilon_{33}^b) + 2C_{44} \varepsilon_{pq}^b \end{aligned} \quad (3.23)$$

$$\begin{aligned} (p \neq q) \\ \tau_{pq} &= C_0 \left\{ L_{pq11} \varepsilon_{11}^b + L_{pq22} \varepsilon_{22}^b + L_{pq33} \varepsilon_{33}^b + 2L_{pq12} \varepsilon_{12}^b + 2L_{pq23} \varepsilon_{31}^b + 2L_{pq11} \varepsilon_{11}^b \right\} + 2C_{44} \varepsilon_{pq}^b \end{aligned} \quad (3.24)$$

である。式(3.19)は材料全体に加わるマクロなひずみと 1 つの結晶に加わるマイクロな応力との関係を表す式であるため、既知のマクロなひずみから各方位の結晶のマイクロ応力を計算し、式(3.1)に代

入し、式(3.2)により平均化することで、平均格子ひずみが求まる。

### 3.2.2 実験要項

#### (a) Lz 試験片の作成

第 2 章と同様に、Lz 試験片はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L に対しビードオンプレートを行った溶接試験体より作成した。化学組成、機械的特性、溶接条件などは第 2 章と同一である。Lz 試験片の寸法は 100 mm× 15 mm× 2 mm であり、溶接金属部に張り付けたひずみゲージから、Lz 試験片溶接部の溶接線方向の応力が -130 MPa であることを確認している。

#### (b) X 線回折条件

本実験ではより正確な回折角  $2\theta$  を得るため、0 次元検出器を搭載した Rigaku 社製の MSF を用いた。測定は  $\psi$  一定法による並傾法で行い、発散角 1 deg のソーラスリットを入射側と反射側に設け、回折角度の記録は 0.01 deg とした。特性 X 線は Cr-K $\beta$  線を用い回折面として {311} 面を用いた。X 線の照射領域は、塩化ビニルテープを用いて溶接線方向が長辺となるように 1 × 4 mm に制限した。粗大粒対策として揺動法を適用するが、試験片や 4 点曲げ試験機との干渉を避けるため  $\pm 1$  deg の面外揺動とした。なお、SUS316L 単結晶の弾性コンプライアンスには文献値<sup>9)</sup>( $S_{11} = 9.839 \text{ TPa}^{-1}$ ,  $S_{12} = -3.860 \text{ TPa}^{-1}$ ,  $S_{44} = 8.403 \text{ TPa}^{-1}$ )を用いた。

#### (c) 4 点曲げ試験条件

第 2 章と同様に、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きがほぼ 0 となる条件を基準に 4 点曲げ試験を開始し、50 MPa、100 MPa の荷重を加えた。負荷応力は 4 点曲げ試験により負荷されたひずみに機械的なヤング率を乗じることで算出し、機械的ヤング率は 193 GPa を用いた。

#### (d) マクロな応力・ひずみの算出条件

平均格子ひずみを求める際に与えるマクロな応力、もしくは、ひずみは、ひずみゲージから得られる値を用いた。溶接線方向に対しては -130 MPa を与え、溶接線直交方向に対しては 4 点曲げ試験による負荷応力与えた。なお、マクロなひずみはマクロな応力と Hooke の法則から求めた。また、結晶の存在確率は、第 2 章において提案した手法を用いて決定した {311} 面の結晶の存在確率を与えた。

### 3.2.4 負荷を加えた際の $2\theta$ - $\sin^2\psi$ 線図の変化

各試験荷重における回折角  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  の関係を、X線回折によって得られた回折角と、Reussモデル、Voightモデルを用いて計算された回折角とを比較した結果として Fig. 3.2 に示す。

Fig. 3.2 より、実験値には集合組織に  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法を適用した際に見られるようなうねり以外にばらつきも確認できるが、これは揺動幅が小さく、揺動法の効果が十分に得られなかったためと考えられる。粗大粒の影響により  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  の関係に多少のばらつきがみられるものの、 $\sin^2\psi$  が 0~0.5 まで変化する際の  $2\theta$  の実験値の変化は、Reussモデルによって計算された  $2\theta$  の傾向と類似しており、Voightモデルによって計算された  $2\theta$  とは乖離している。さらに、負荷応力が増大すると、Voightモデルとの乖離は大きくなり、特に溶接線直交方向において Voightモデルとの乖離が顕著である。

以上のことから、溶接部に生じた集合組織が多軸応力状態になった場合、その中の結晶粒の変形挙動は溶接線方向、溶接線直交方向ともに Reussモデルに近い挙動を示すと判断できる。そこで、Fig. 3.2 の結果を踏まえ、次節において多軸応力状態の集合組織における応力算出法について検討する。

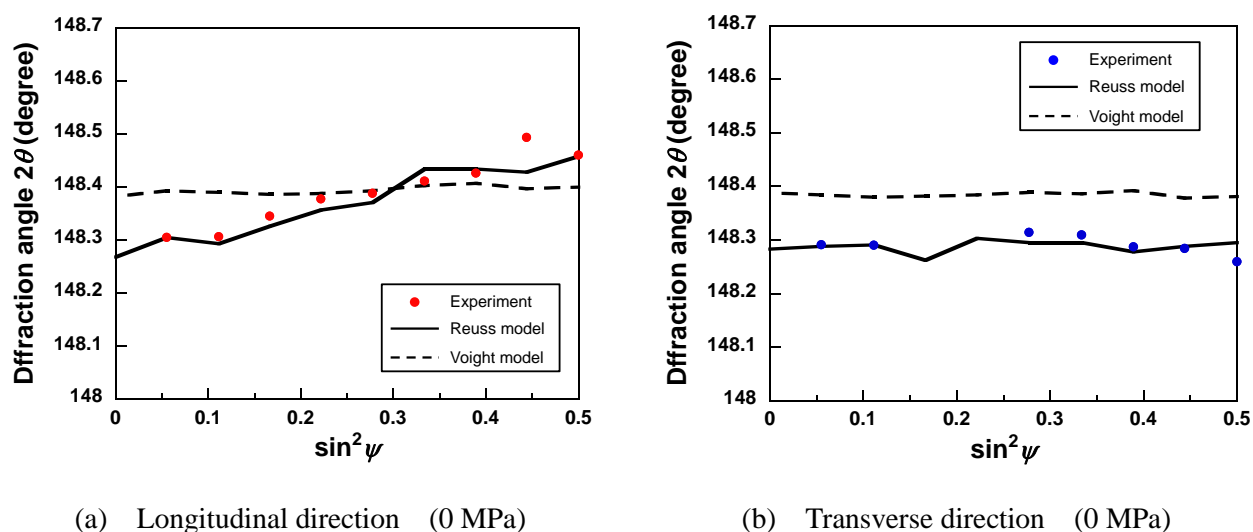
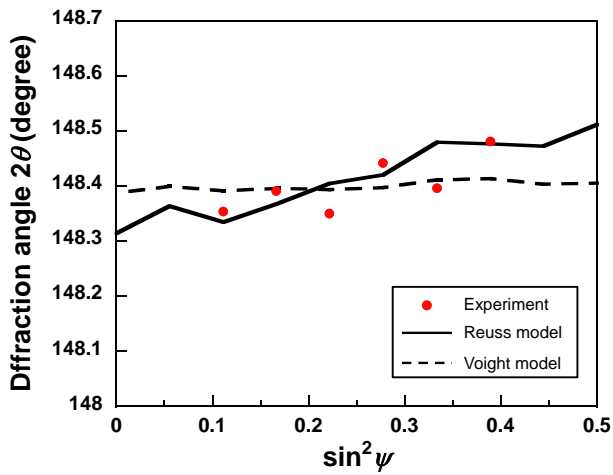
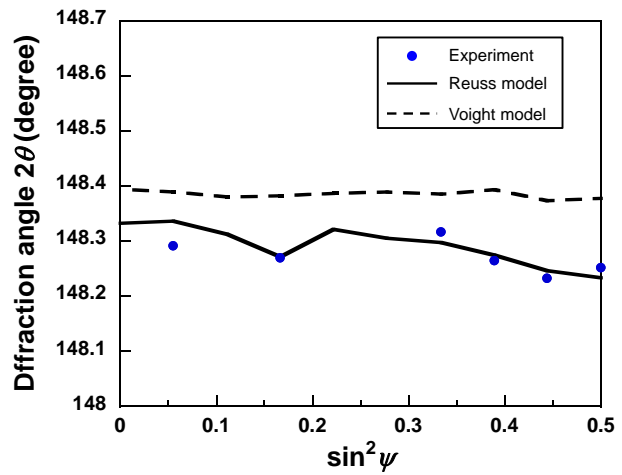


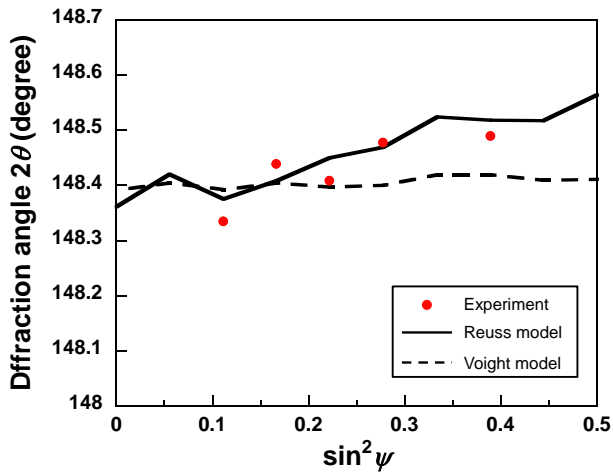
Fig. 3.2  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  relation in measured diffraction angle and estimated diffraction angle by Reuss model and Voight model.



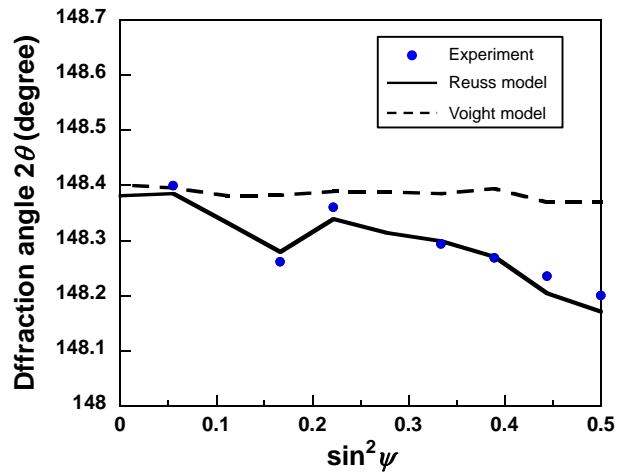
(c) Longitudinal direction (50 MPa)



(d) Transverse direction (50 MPa)



(e) Longitudinal direction (100 MPa)



(f) Transverse direction (100 MPa)

Fig. 3.2 Continued.

### 3.3 多軸応力状態の集合組織における応力算出法の提案

前節より、接部に生じた集合組織が多軸応力状態になった場合、その中の結晶粒の変形挙動は溶接線方向、溶接線直交方向ともに Reuss モデルに従うことが分かった。そこで、これらの結果を考慮しながら、Honda らの提案手法を多軸応力状態の集合組織に適用することを試みる。

前章で述べたように、Honda らは集合組織中の1つの結晶粒に注目し、その変形挙動が Reuss モデルに従うとした仮定のもと、式(3.1)で表されるマイクロなひずみと材料全体に加わるマクロなひず

みを結晶の存在確率を用いて関連付けることで、1軸応力状態の集合組織における応力算出を行っている。

$$\varepsilon_{\psi} = S_0(M_{11}\sigma_1 + M_{22}\sigma_2 + 2M_{12}\tau_{12}) + S_{12}(\sigma_1 + \sigma_2) + \frac{1}{2}S_{44}\sigma_1 \sin^2 \psi \quad (3.25)$$

$$\bar{\varepsilon}_{\psi} = \frac{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha} \varepsilon_{\psi\alpha} d\alpha}{\int_0^{2\pi} p_{\psi\alpha} d\alpha} \quad (3.26)$$

3.2節で明らかになったように、溶接部に生じる集合組織は多軸応力状態になった場合においてもその変形挙動がReussモデルに従うので、式(3.25)に対し、Reussモデルを適用するとマクロな応力とミクロな応力は等しくなり、式(3.25)は式(3.27)となる。

$$\bar{\varepsilon}_{\psi} = S_0(\overline{M_{11}}\sigma_1^b + \overline{M_{22}}\sigma_2^b + 2\overline{M_{12}}\tau_{12}^b) + S_{12}(\sigma_1^b + \sigma_2^b) + \frac{1}{2}S_{44}\sigma_1^b \sin^2 \psi \quad (3.27)$$

式(3.27)の両辺を $\sigma_1$ で割ると式(3.28)となる。

$$\frac{\bar{\varepsilon}_{\psi}}{\sigma_1} = S_0\left(\overline{M_{11}} + \overline{M_{22}} \frac{\sigma_2}{\sigma_1} + 2\overline{M_{12}} \frac{\tau_{12}}{\sigma_1}\right) + S_{12}\left(1 + \frac{\sigma_2}{\sigma_1}\right) + \frac{1}{2}S_{44} \sin^2 \psi \quad (3.28)$$

Braggの条件式より平均格子ひずみと回折角の関係は

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.29)$$

$$\Delta\theta = (\theta_{\psi} - \theta_0) = -\tan \theta_0 \cdot \bar{\varepsilon}_{\psi} \quad (3.30)$$

$$\bar{\varepsilon}_{\psi} = (2\theta_0 - 2\theta_{\psi}) \frac{\cot \theta_0}{2} \quad (3.31)$$

と表すことができるので、式(3.26)を整理すると式(3.32)、(3.33)のように表される。



$$\begin{aligned}
-2\theta_\psi &= \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11} \sigma_1 + \overline{M}_{22} \sigma_2 + 2\overline{M}_{12} \tau_{12} \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sigma_1 \sin^2 \psi \right\} \\
&+ \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_{12} (\sigma_1 + \sigma_2) - 2\theta_0 \frac{\cot \theta_0}{2} \right\}
\end{aligned} \tag{3.32}$$

$$\begin{aligned}
-\frac{2\theta_\psi}{\sigma_1} &= \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11} + \overline{M}_{22} \frac{\sigma_2}{\sigma_1} + 2\overline{M}_{12} \frac{\tau_{12}}{\sigma_1} \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sin^2 \psi \right\} \\
&+ \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_{12} \left( 1 + \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \right) - \frac{2\theta_0 \cot \theta_0}{\sigma_1} \right\}
\end{aligned} \tag{3.33}$$

ここで、式(3.32)の右辺第1項を  $K'_{tex}$ 、右辺第2項を  $C$  とおくと

$$-\frac{2\theta_\psi}{\sigma_1} = \frac{2}{\cot \theta_0} K'_{tex} + \frac{2}{\cot \theta_0} C \tag{3.34}$$

となり、左辺は  $K'_{tex}$  に対して直線となる。両辺を  $K'_{tex}$  で偏微分すると

$$\sigma_1 = -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial 2\theta_\psi}{\partial K'_{tex}} \tag{3.35}$$

となり、応力の比  $\sigma_2/\sigma_1$  と  $\tau_{12}/\sigma_1$  が明確であれば式(3.35)より応力算出が可能となる。

しかし、溶接残留応力場はと溶接条件などにより様々に変化し、応力の比は一般に不明確であることから、本研究では反復計算法を利用し水平面内の応力3成分を求める。計算のフローチャートを Fig. 3.3 に示す。

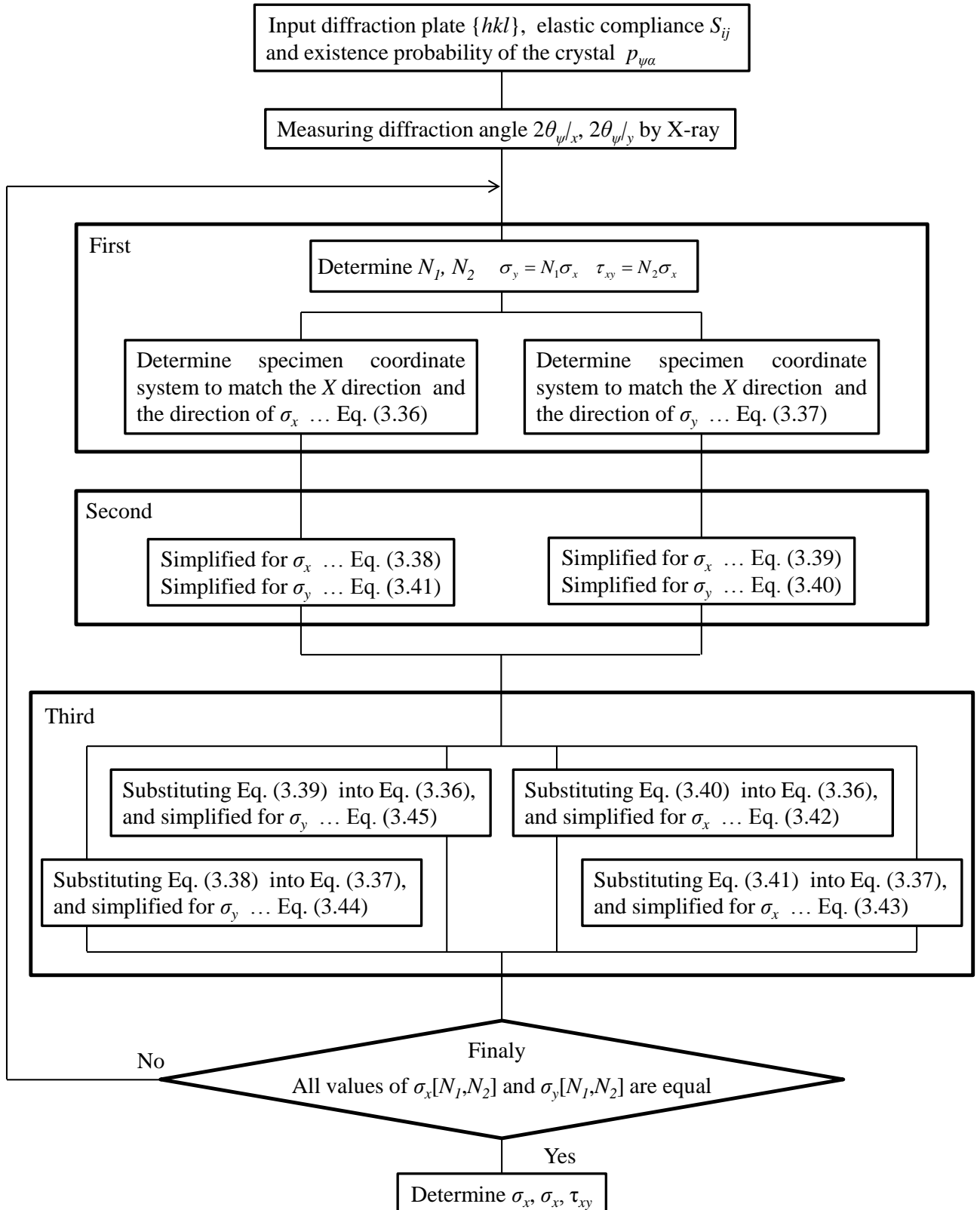


Fig. 3.3 Calculation flow of repeated calculation to determine plane stress in texture.

求める応力を  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\tau_{xy}$  とする. まず, Fig. 3.4 (a)のように  $\sigma_x$  の方向と X 方向( $\psi$  を傾ける方向)が一致するように座標系を定義すると, 式(3.32)は式(3.36)のように表される. 同様に, Fig. 3.4 (b)のように  $\sigma_y$  方向と X 方向が一致するように座標系を定義すると, 式(3.32)は式(3.37) のように表される.

$$-2\theta_\psi|_x = \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_x \sigma_x + \overline{M}_{22}|_x \sigma_y + 2\overline{M}_{12}|_x \tau_{xy} \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sigma_x \sin^2 \psi|_x \right\} + \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_{12} (\sigma_x + \sigma_y) - 2\theta_0 \frac{\cot \theta_0}{2} \right\} \quad (3.36)$$

$$-2\theta_\psi|_y = \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_y \sigma_y + \overline{M}_{22}|_y \sigma_x - 2\overline{M}_{12}|_y \tau_{xy} \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sigma_y \sin^2 \psi|_y \right\} + \frac{2}{\cot \theta_0} \left\{ S_{12} (\sigma_y + \sigma_x) - 2\theta_0 \frac{\cot \theta_0}{2} \right\} \quad (3.37)$$

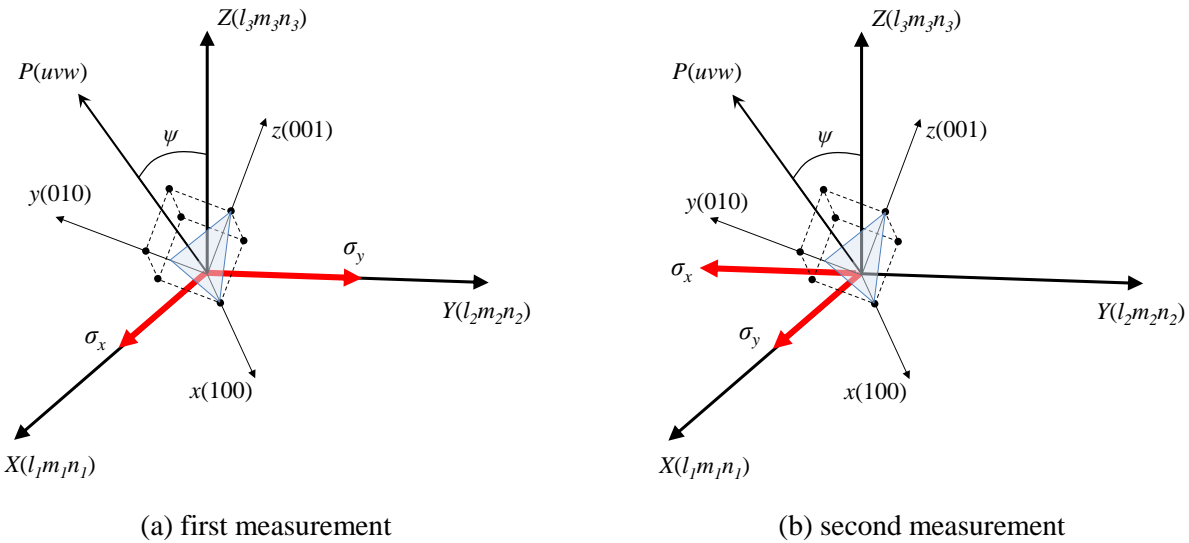


Fig. 3.4 Relationship of residual stress direction and measuring direction.

次に, 応力の比  $\sigma_y/\sigma_x$  と  $\tau_{xy}/\sigma_x$  をそれぞれ  $N_1(\sigma_y = N_1 \times \sigma_x)$ ,  $N_2(\tau_{xy} = N_2 \times \sigma_x)$  とおき, その際の  $\sigma_x$  を  $\sigma_x [N_1, N_2]$ ,  $\sigma_y$  を  $\sigma_y [N_1, N_2]$  と表記する. 式(3.36), 式(3.37)を  $\sigma_x$  について整理すると式(3.38), 式(3.39)が導かれる.

$$\sigma_x[N_1, N_2] = -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial 2\theta_\psi|_x}{\partial \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_x + \overline{M}_{22}|_x N_1 + 2\overline{M}_{12}|_x N_2 \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sin^2 \psi|_x \right\}} \quad (3.38)$$

$$\sigma_x[N_1, N_2] = -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial 2\theta_\psi|_y}{\partial \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_y N_1 + \overline{M}_{22}|_y - 2\overline{M}_{12}|_y N_2 \right) + \frac{1}{2} S_{44} N_1 \sin^2 \psi|_y \right\}} \quad (3.39)$$

同様に、 $\sigma_y$ について整理すると式(3.40)、式(3.41)が導かれる。

$$\sigma_y[N_1, N_2] = -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial 2\theta_\psi|_y}{\partial \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_y + \overline{M}_{22}|_y \frac{1}{N_1} - 2\overline{M}_{12}|_y \frac{N_2}{N_1} \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sin^2 \psi|_y \right\}} \quad (3.40)$$

$$\sigma_y[N_1, N_2] = -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial 2\theta_\psi|_x}{\partial \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_x + \overline{M}_{22}|_x \frac{1}{N_1} + 2\overline{M}_{12}|_x \frac{N_2}{N_1} \right) + \frac{1}{2} S_{44} N_1 \sin^2 \psi|_x \right\}} \quad (3.41)$$

さらに、式(3.38)、式(3.41)を式(3.37)に、式(3.39)、式(3.40)を式(3.36)に代入し  $\sigma_x$  について整理すると式(3.42)、(3.43)が、 $\sigma_y$  について整理すると式(3.44)、式(3.45)がそれぞれ導かれる。ただし、この際には  $\sigma_y = N_l \times \sigma_x$  の関係は無視する。

$$\begin{aligned} & \sigma_x[N_1, N_2] \\ &= -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial \left\{ 2\theta_\psi|_y + S_0 \frac{2}{\cot \theta_0} \left( \overline{M}_{11}|_y \sigma_y[N_1, N_2] \right) + \frac{2}{\cot \theta_0} \frac{1}{2} S_{44} \sigma_y[N_1, N_2] \sin^2 \psi|_y \right\}}{\partial \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{22}|_y - 2\overline{M}_{12}|_y N_2 \right) \right\}} \end{aligned} \quad (3.42)$$

$$\begin{aligned} & \sigma_x[N_1, N_2] \\ &= -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial \left\{ 2\theta_\psi|_x + S_0 \frac{2}{\cot \theta_0} \left( \overline{M}_{22}|_x \sigma_y[N_1, N_2] \right) \right\}}{\partial \left\{ S_0 \left( \overline{M}_{11}|_x + 2\overline{M}_{12}|_x N_2 \right) + \frac{1}{2} S_{44} \sin^2 \psi|_x \right\}} \end{aligned} \quad (3.43)$$

$$\begin{aligned} & \sigma_y[N_1, N_2] \\ &= -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial \left\{ 2\theta_\psi|_y + S_0 \frac{2}{\cot \theta_0} \left( \overline{M}_{22}|_y \sigma_x[N_1, N_2] - 2\overline{M}_{12}|_y N_2 \sigma_x[N_1, N_2] \right) \right\}}{\partial \left\{ S_0 \overline{M}_{11}|_y + \frac{1}{2} S_{44} \sin^2 \psi|_y \right\}} \end{aligned} \quad (3.44)$$

$$\begin{aligned} & \sigma_y[N_1, N_2] \\ &= -\frac{\cot \theta_0}{2} \frac{\partial \left\{ 2\theta_\psi|_x + S_0 \frac{2}{\cot \theta_0} \left( \overline{M}_{11}|_x \sigma_x[N_1, N_2] + 2\overline{M}_{12}|_x N_2 \sigma_x[N_1, N_2] \right) + \frac{2}{\cot \theta_0} \frac{1}{2} S_{44} \sigma_x[N_1, N_2] \sin^2 \psi|_x \right\}}{\partial \left\{ S_0 \overline{M}_{22}|_x \right\}} \end{aligned} \quad (3.45)$$

このように、仮の応力比  $N_1, N_2$  を与えることで、結晶の存在確率と直交する2方向(x, y方向)の回折角の測定結果から4種類の  $\sigma_x[N_1, N_2], \sigma_y[N_1, N_2]$  が求まる。最後に4種類の  $\sigma_x[N_1, N_2], \sigma_y[N_1, N_2]$  がそれぞれ等しくなる際の応力比  $N_1, N_2$  を反復計算により決定すれば、正しい  $\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}$  が決定される。

### 3.4 提案した応力算出法の検証

本研究の提案手法を用い、第2章のLz試験片に対する4点曲げ試験の結果を改めて評価する。また、Hondaらの手法を用いた際の測定結果と比較することで、本研究の提案手法の効果を示し、提案手法を用いることで多軸応力状態の集合組織を有する溶接部の応力を正確に評価できることを示す。

#### 3.4.1 実験要項

提案手法およびHondaらの手法により応力評価する際のデータや結晶の存在確率は第2章と同一のものである。同様に、Fig. 3.5に示すように負荷応力は溶接線直角方向に加え、その際の溶接線方向と溶接線直交方向の応力を提案手法により評価した。

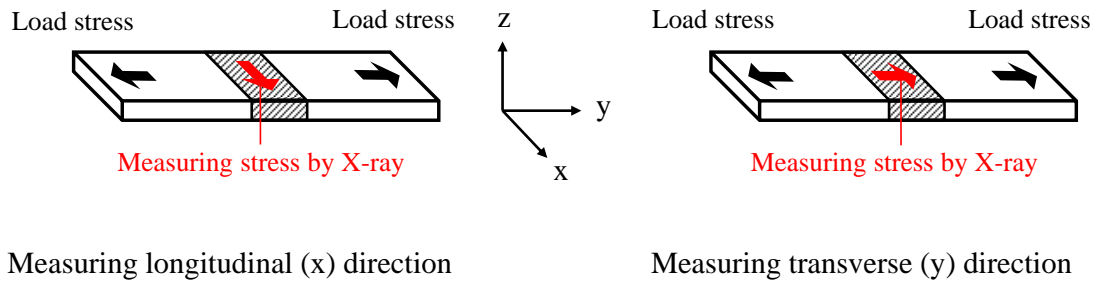


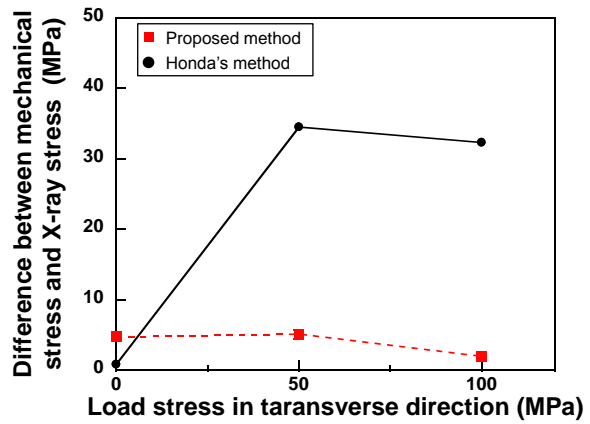
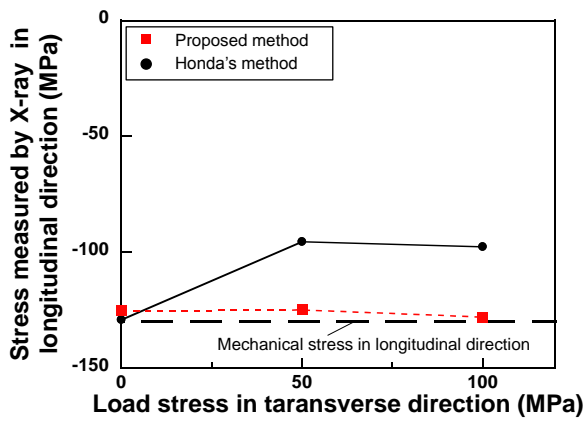
Fig. 3.5 Relationship between load stress and measured stress.

### 3.4.2 実験結果

Fig. 3.6 に溶接線方向の応力を提案手法と Honda らの手法により評価した結果を示す。なお、Fig. 3.6 (a)は各負荷応力における測定結果と溶接部の応力値との関係を、Fig. 3.6 (b)は各負荷応力における測定結果と溶接部の応力値の差をそれぞれ示している。Fig. 3.6 より、溶接部に生じた集合組織が多軸応力状態である場合、Honda らの手法を用いた際の測定結果と Fig. 3.6 (a)中の破線で示す溶接部の応力との間に差が生じていた。一方、提案手法を用いた際の測定結果は溶接部の応力とほぼ同じ値を示した。さらに、溶接線直交方向への負荷応力が大きくなっても誤差は 10 MPa 未満であった。

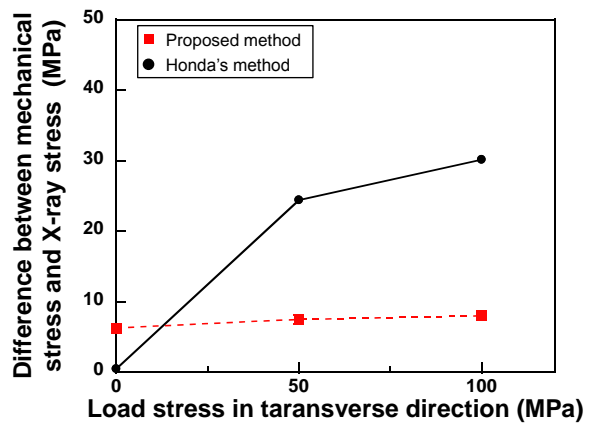
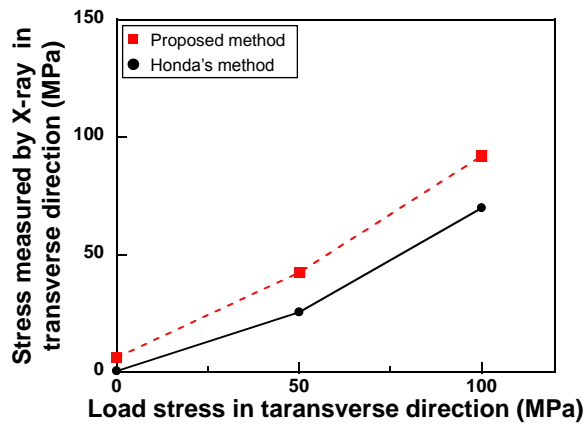
次に、Fig. 3.7 に溶接線直交方向の応力を評価した結果を示す。溶接線方向の結果と同様に、溶接部に生じた集合組織が多軸応力状態である場合、Honda らの手法を用いた際の測定結果と溶接部への負荷応力との間に差が生じており、負荷応力が大きくなるにつれ、測定結果と負荷応力の差が大きくなった。一方、提案手法を用いた際の測定結果は負荷応力と良好に一致しており、負荷応力が大きくなっても誤差は 10 MPa 未満であった。

以上のように、1 軸応力状態を前提とした Honda らの手法では多軸応力状態の集合組織を有する溶接部の応力を正確に評価できなかったが、本研究で提案した手法を適用した際には溶接部に生じる応力を正確に評価できており、溶接部の残留応力を評価する手法として非常に効果的であると判断できる。



(a) Relationship between load stress and measured stress (b) Difference between load stress and measured stress

Fig. 3.6 Relationship between load stress and measured stress by proposed method and Honda's method in longitudinal direction.



(a) Relationship between load stress and measured stress (b) Difference between load stress and measured stress

Fig. 3.7 Relationship between load stress and measured stress by proposed method and Honda's method in transverse direction.

### 3.5 提案手法に対する考察

本章では溶接部に生じた集合組織に多軸応力が加わった際の結晶粒の変形挙動について検討し、集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動は Reuss モデルに従うという結果を得た。ただし、材料に生じる集合組織は、材料加工の条件や方法などにより変化し、集合組織の優先方位が異なる場合、集合組織の機械的特性も異なる。そのため、集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動も異なり、材料によっては変形挙動が Reuss モデルに従わない可能性がある。

ここで、溶接部の集合組織について考えると、溶接部に生じる集合組織は凝固現象によって生じる。凝固過程において、柱状晶は優先成長方向である{100}方向に常に成長するため<sup>10)</sup>、溶接部に生じる集合組織は再現性を有する。そのため、本研究で溶接部に生じた集合組織に対して検討を行い得られた知見は、他の溶接部に対しても適用が可能であると言える。

以上のことから、集合組織を有する溶接部の応力算出手法を構築できたと判断できる。そこで、次章において溶接試験体に対し提案手法を適用し、提案手法により溶接残留応力を精度よく評価できることを示す。

### 3.6 結論

本章では、平均格子ひずみの考え方を多軸応力状態の溶接部に対して適用するため、溶接部に生じた集合組織に多軸応力が加わった際の結晶粒の変形挙動について検討した。さらに、結晶粒の変形挙動を考慮した新しい応力算出法を提案し、提案手法の効果について検証した。以下に得られた知見を示す。

- 1) 溶接試験体より作成した Lz 試験片に対し、任意の応力を加えた際の回折角  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  の関係を溶接線方向、溶接線直交方向に対し評価したところ、どちらの方向においても結晶粒の変形挙動は Reuss モデルに従うとした場合の結果に近い挙動を示した。このことから、溶接部に生じた集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動は応力状態に関わらず Reuss モデルに従うと判断できる。
- 2) 反復計算法を利用した多軸応力状態の集合組織における応力算出法を提案した。提案手法によ



り，結晶の存在確率と直交する2方向の測定結果を与えることで，水平面内の応力3成分を算出することが出来る。

- 3) 提案手法と Honda らの手法を用い，第2章の Lz 試験片に対する4点曲げ試験の結果を改めて評価したところ，Honda らの手法では1軸応力状態でのみ正確に応力算出が可能であったが，提案手法では応力状態にかかわらず，集合組織を有する溶接部の応力を正確に評価可能であった。
- 4) 溶接部に生じる集合組織は再現性を有するため，本研究で提案した手法は，他の溶接部に対しても適用が可能である。

## 参考文献

- 1) A. Reuss, Z. Angew. Math. Mech. Vol.9 (1929) p. 49.
- 2) W. Voigt, "Lehrbuch der Kristalphysik", Teubner. Berlin (1928) p. 962.
- 3) J. P. Watt, G. F. Davies and R. J. O'Connell, "The properties of composite materials", Reviews of Geophysics, Vol.14, No.4, (1976) pp.541-563.
- 4) H. Yoshioka and H. Matsui, "X-Ray Residual Stress Analysis on Steels Having Preferred Orientation", Journal of the Society of Materials Science, Vol.37, No.421, (1988), pp.1234-1239.
- 5) K. Honda, N. Hosokawa and T. Sarai, "Elastic Deformation Behaviours of Anisotropic Materials", Journal of the Society of Materials Science, Vol.27, No.294, (1978), pp.278-284.
- 6) Y. Nakayama and T. Takaai, "X-ray Measurement of Distribution of Residual Stress in Cold Rolled 5083 Aluminum Alloy", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.56, No.11, (1992) pp.1289-1295.
- 7) M. Barral, J. L. Lebrun, J. M. Sprael and G. Maeder, "X-ray Macrostress Determination on Textured Material; Use of the ODF for Calculating the X-Ray Compliances", Metallurgical Transactions A, Vol.18A, (1987) pp.1229-1238.
- 8) T. Hanabusa, M. Tani and H. Fujiwara, "X-Ray Stress Measurement of Cold-Rolled Steels Using CrK $\alpha$  and MoK $\alpha$  Characteristic Radiation", Journal of the Society of Materials Science, Vol.40, No.454, (1991) pp.790-796.

- 9) H. M. Ledbetter, "Predicted Single-crystal Elastic Constants of Stainless-Steel 316," Br. J. Non-Destructive Testing, 23 (1981) pp. 286–287.
- 10) H. Inoue, T. Kozeki, S. Ohkita and M. Fuji, "Solidification and Transformation Behavior of Austenitic Stainless Steel Weld Metals Solidified as Primary Austenite Study on Solidification and Subsequent Transformation of Cr-Ni Stainless Steel Weld Metals (Report 1)", Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol. 15, No. 1 (1997) pp 77-87.

## 第4章 提案手法を用いた溶接継手の X 線残留応力測定

### 4.1 緒言

第2章では、粗大粒を有する溶接部に対しては揺動法が効果的であることを示し、第3章では、集合組織を有する溶接部における応力算出法を提案した。そこで、本章では溶接時に相変態が生じない材料、および、生じる材料に GTA 溶接によるビードオンプレートを施工した溶接試験体に対して前章で提案した X 線応力測定法を適用し、溶接部の残留応力を評価する。そして、X 線応力測定結果とひずみゲージによる応力弛緩法の結果を比較し、X 線応力測定法により溶接部の残留応力を正確に評価できることを示す。

### 4.2 溶接時に相変態が生じない材料および生じる材料における溶接部の残留応力評価

#### 4.2.1 実験要項

##### (a) 供試材料

本章では溶接部に粗大粒のみが生じる材料として溶接構造用圧延鋼材 SM490YB を、溶接部に集合組織が生じる材料としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L を用いた。Table 4.1, Table 4.2 に SM490YB の化学組成と機械的特性を、Table 4.3, Table 4.4 に SUS316L の化学組成と機械的特性を示す。

Fig. 4.1 に示すように、試験体寸法は 100 mm × 150 mm × 6 mm である。溶接前に初期残留応力を取り除くため熱処理を行った。SM490YB に対しては熱処理温度 600 °C、保持時間 6 時間とし、SUS316L に対しては熱処理温度 1000 °C、保持時間 15 分とした。冷却条件はどちらも炉冷である。熱処理後に 80 番の研磨紙を用いて残留応力を計測する範囲の煤や酸化膜を取り除いた。その後、研磨による加工層を取り除くため、Fig. 4.1 に示す範囲に電解研磨を行った。電解研磨は SM490YB に対しては Rigaku 社製の電解液 A を用い、SUS316L に対しては 5% 過塩素酸メタノールを用いた。試験体を作成後、X 線応力測定により表面の初期残留応力が 10 MPa 未満であることを確認している。

Table 4.1 Chemical composition of SM490YB used. (mass %)

C	Si	Mn	P	S
0.15	0.25	1.42	0.02	0.004

Table 4.2 Mechanical properties of SM490YB used.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
597	506	22

Table 4.3 Chemical composition of SUS316L used. (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.012	0.41	0.84	0.026	0.001	12.09	17.55	2.08

Table 4.4 Mechanical properties of SUS316L used.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
289	561	56

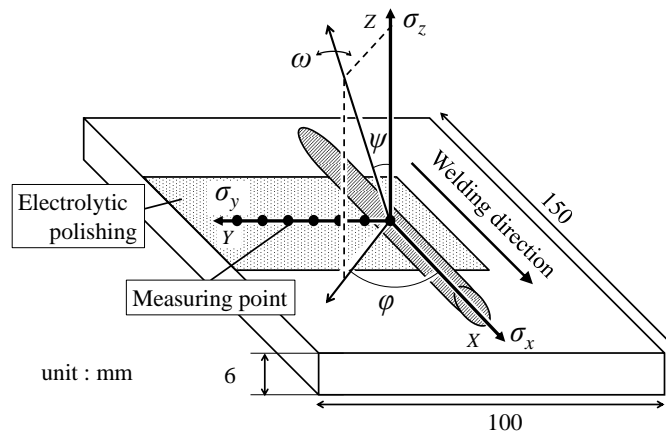


Fig. 4.1 Schematic image and dimension of specimen to welded.

#### (b) 溶接条件

試験体の中央線上にビードオンプレート溶接を行った。溶接条件を Table 4.5 に示す。SM490YB に対しては溶接部に異なる相変態を生じさせるため、溶接電流を 50A と 100A とし、SUS316L に対しては溶接電流を 100A とした。その他の溶接条件は、溶接速度 1 mm/s, アーク長 3 mm, シールド

ガスは 100 %Ar を使用し、流量は 0.25 l/s とした。溶接法は GTA 溶接であり、電極は直径 2.4 mm の純タングステンを使用し、突き出し長さは 3 mm とした。また、溶接長は始末端部をそれぞれ 5 mm 残した長さとした。

Table 4.5 Welding conditions.

	SM490YB	SUS316L
Welding current $I$ (A)	50, 100	100
Welding speed $v$ (mm/s)	1	1
Arc length $l$ (mm)	3	3
Shielding gas	100% Ar	100% Ar
Shield gas flow rate (l/s)	0.25	0.25

(c) 組織観察条件

SM490YB 溶接部に生じた組織を観察するため、組織観察を行った。溶接方向に対して垂直に試験片を切断し、観察面に対し 400, 800, 1500, 2400, 4000 番の研磨紙で湿式研磨を行った後、1  $\mu$ m ダイヤモンド粒にてバフ仕上げを行った。研磨した面に対して、3 %ナイトール液を用いてエッチングを行い、光学顕微鏡により観察した。

(d) 応力弛緩法による残留応力測定条件

Fig. 4.2 に示すように、5 mm 間隔で 2 軸用ひずみゲージを接着し、その周辺を 10 mm  $\times$  10 mm  $\times$  6 mm に切断し残留応力を求めた。機械的ヤング率は SM490YB では 220 GPa を、SUS316L では 193 GPa を用い、機械的ポアソン比は 0.28 を用いた。なお、溶接線中央部のみ 3 点測定した。

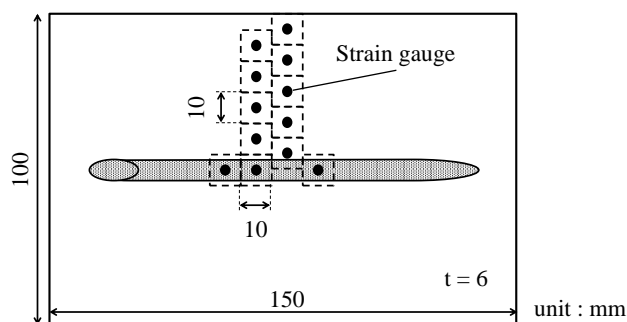


Fig. 4.2 Measurement points in stress relief.

(e) X線残留応力測定条件

X線による残留応力測定条件を Table 4.6 に示す。X線応力測定には Rigaku 社製の AutoMATE を用いた。特性 X 線は Cr 管球の  $K\alpha$  線を用い、 $\psi_0$  一定法による側傾法で測定した。回折面は、SM490YB は {211} を、SUS316L は {220} をそれぞれ用いた。集合組織が形成された SUS316L の溶接金属部に対しては第 3 章で提案した手法と  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法により残留応力を評価し、それ以外の箇所は  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  法で残留応力を評価した。また、提案手法で用いる結晶の存在確率は第 2 章で提案した手法により決定し、EBSD データは測定後の溶接試験体から得た。Table 4.7 に用いた単結晶弾性コンプライアンス<sup>1,2)</sup>と X 線的弾性定数を示す。X 線的弾性定数は、単結晶弾性コンプライアンスと Kröner モデル<sup>3)</sup>より見積もった値を用いた。また、揺動法として、 $\pm 1$  deg の面外揺動と溶接線方向への  $\pm 10$  mm の面内揺動を組み合わせた多軸揺動法を採用した。

Table 4.6 X-ray stress measurement conditions.

	SM490YB	SUS316L
Wave length (nm)	0.22911	0.22911
Diffraction plane	{211}	{220}
Collimater (mm)	1	1
Measuring frame (frame/point)	10	10
Measuring frame (s/frame)	300	100
Oscillation	$\omega$ ( $\pm 1$ deg), x ( $\pm 10$ mm)	$\omega$ ( $\pm 1$ deg), x ( $\pm 10$ mm)
Analysis model	$2\theta$ - $\sin^2\psi$ method	$2\theta$ - $\sin^2\psi$ method Proposed method

Table 4.7 Mechanical properties for X-ray stress measurement.

	SM490YB	SUS316L
Elastic compliance ( $\text{TPa}^{-1}$ )		
$S_{11}$	7.622	9.839
$S_{12}$	-2.795	-3.86
$S_{44}$	8.584	8.403
X-ray elastic constant (Kröner)		
X-ray Young's modulus (GPa)	223	209
X-ray Poisson's ratio	0.28	0.28

## 4.2.2 溶接部に粗大粒を有する試験体における溶接残留応力評価

### (a) 組織観察結果

SM490YB 溶接部の Vickers 硬さ分布を Fig. 4.3 に、組織観察結果を Fig. 4.4 に示す。Fig. 4.3 に示すように各試験体の溶接部には硬さの異なる組織が形成されている。さらに、Fig. 4.4 に示す組織観察結果から、溶接電流 50 A で溶接された試験体ではマルテンサイトが、溶接電流 100 A で溶接された試験体ではベイニティックフェライトが大部分を占めていると判断した。

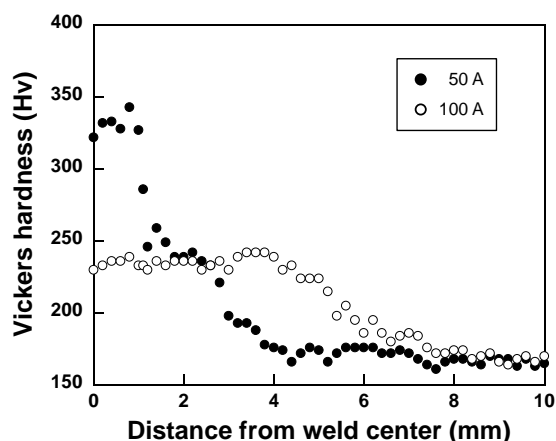
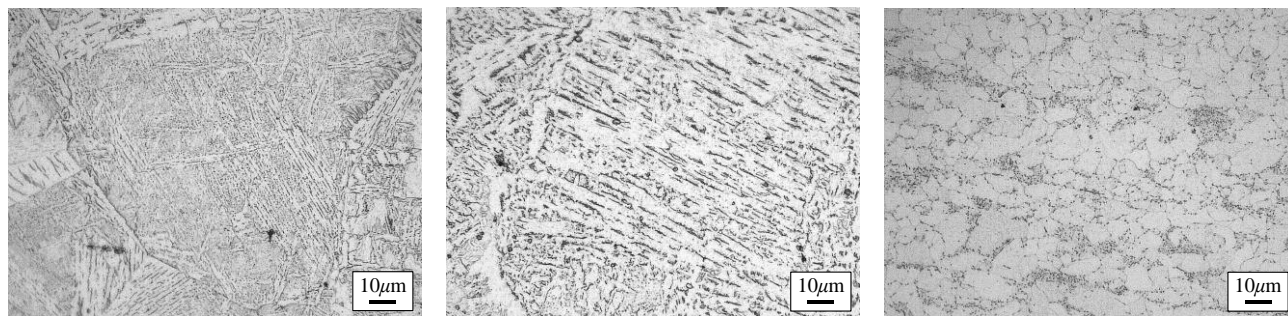


Fig. 4.3 Vickers hardness distribution in welds of SM490YB.



(a) 50A

(b) 100A

(c) Base metal

Fig. 4.4 Microstructure of weld metal and base metal in each specimens.

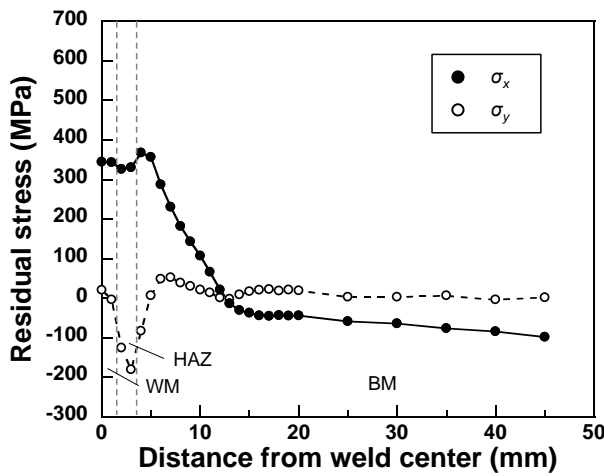
### (b) X線応力測定結果

SM490YB の残留応力測定結果を Fig. 4.5, Fig. 4.6 に示す。なお、Fig. 4.5 は溶接電流 50A で溶接された際の残留応力分布、Fig. 4.6 は溶接電流 100A で溶接された際の残留応力分布であり、Fig. 4.5 (a), Fig. 4.6 (a)は測定結果をそのまま比較した図、Fig. 4.5 (b), Fig. 4.6 (b)は溶接部近傍を拡大したグラフである。また、図中の熱影響部(HAZ)は溶接金属部(WM)を除いて溶接後に金属組織が変化した

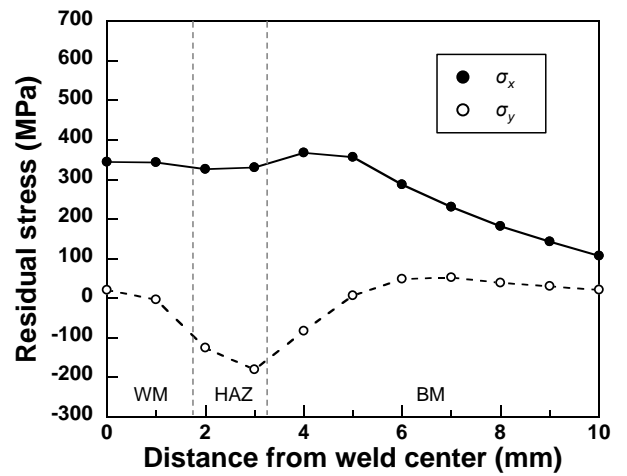
と見なされる領域として定義した。

溶接線中央部の溶接線方向応力は、材料の降伏応力に依存して決まるが、Vickers 硬さ(降伏応力)が最も高い組織を有する溶接電流 50 A で溶接された試験体の溶接線中央部では、溶接電流 100 A で溶接された試験体に比べ小さい結果となっている。これは、比較的低温でマルテンサイト変態が生じたことで変態膨張によって引張残留応力が軽減されたことに因るものと考えられる。

以上のように、X 線応力測定結果は相変態の影響を反映した結果となっており、測定結果は溶接残留応力の分布特性に関する従来知見に従う結果となった。

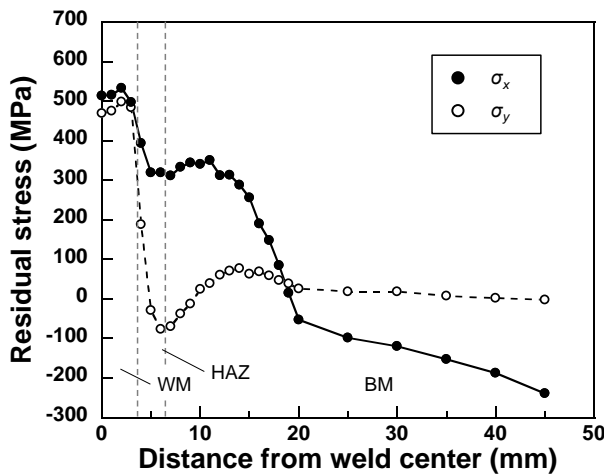


(a) General view

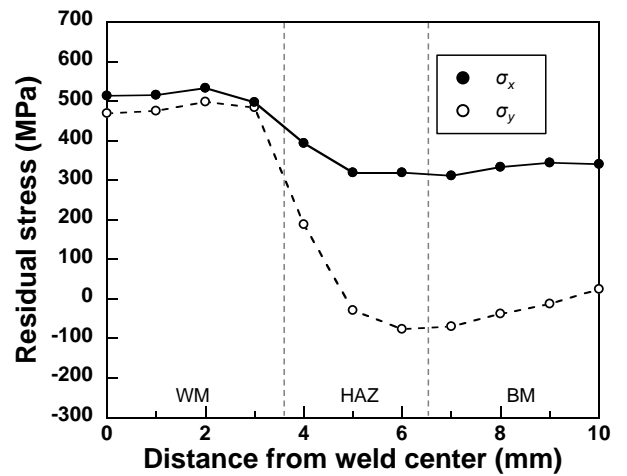


(b) Enlarged view

Fig. 4.5 Residual stress distribution evaluated by the  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  method in SM490YB (50 A).



(a) General view



(b) Enlarged view

Fig. 4.6 Residual stress distribution evaluated by the  $2\theta$ - $\sin^2\psi$  method in SM490YB (100 A).



次に、X線応力測定法と応力弛緩法の比較を Fig. 4.7, Fig. 4.8 に示す。なお、Fig. 4.7 (a), Fig. 4.8 (a)は測定結果をそのまま比較した図、Fig. 4.7 (b), Fig. 4.8 (b)はX線応力測定法と応力弛緩法の空間分解能を合わせるため、溶接線直交方向に対し10 mmの幅内のX線応力測定結果を平均化し、比較した図である。さらに、応力弛緩法の溶接線中央の結果は3点の平均値である。

溶接電流50 Aで溶接された試験体では、溶接金属部、熱影響部、母材部においてX線応力測定結果と応力弛緩法の結果は溶接線方向応力、溶接線直交方向応力ともに良好に一致した。

一方、溶接電流100 Aで溶接された試験体では、母材部ではX線応力測定結果と応力弛緩法の結果は溶接線方向応力、溶接線直交方向応力ともに良好に一致したが、溶接金属部と熱影響部においてX線測定結果は応力弛緩法の結果と大きく乖離した。この原因については次節にて考察する。

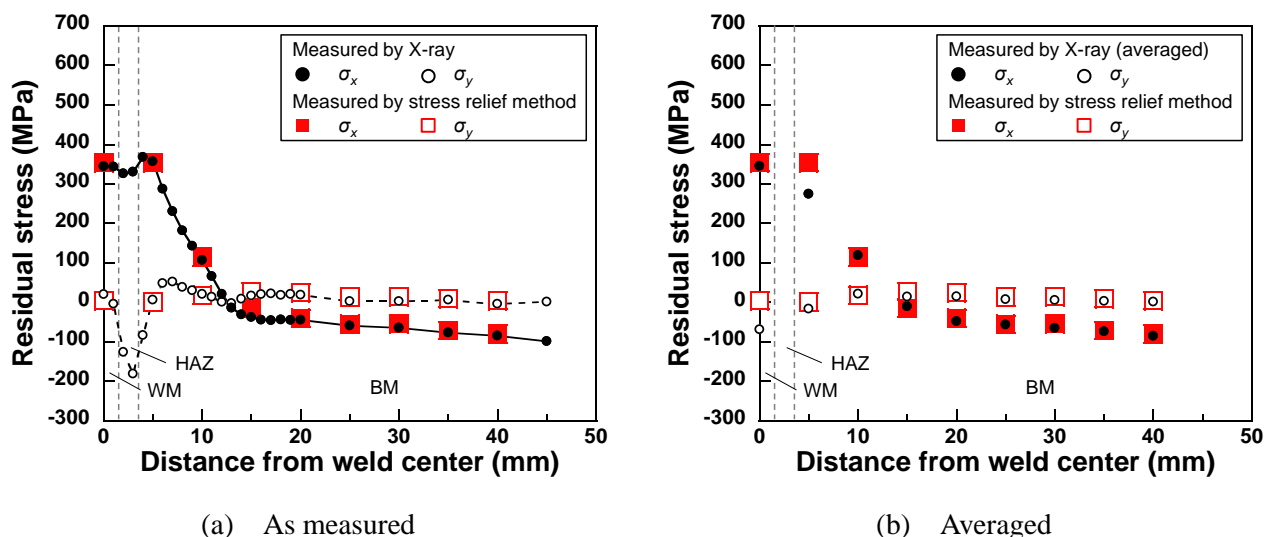


Fig. 4.7 Residual stress distribution evaluated by X-ray stress measurement and the stress relief method in SM490YB (50 A).

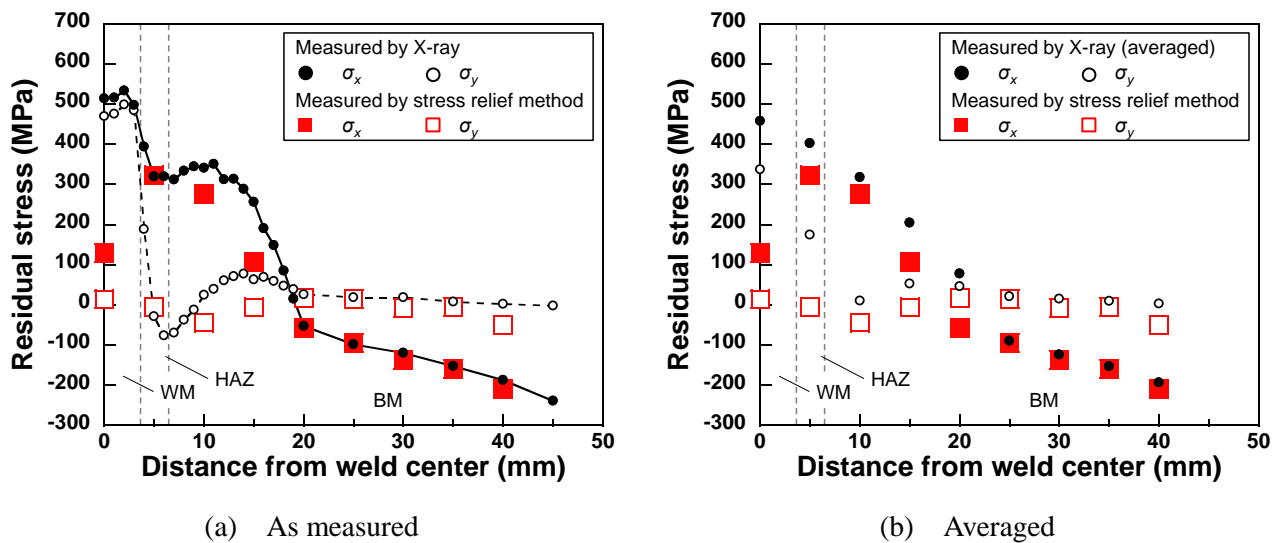


Fig. 4.8 Residual stress distribution evaluated by X-ray stress measurement and the stress relief method in SM490YB (100 A).

#### 4.2.3 溶接部に集合組織を有する試験体における溶接残留応力評価

SUS316L 溶接試験体の溶接残留応力を提案手法および  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法により評価した結果を Fig. 4.9 に示す. なお, Fig. 4.9 (a)は溶接線中央から板幅方向への分布の全体図を, Fig. 4.9 (b)は溶接部近傍の拡大図を示す.

Fig. 4.9 より, 提案手法と  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法では異なる応力値を示し, 特に溶接線方向応力は大きく異なっている. ここで, 溶接線中央部の溶接線方向応力は降伏応力程度の高い引張残留応力となる<sup>4,5)</sup>. しかし, 溶接金属部の溶接線方向応力を  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法により評価した際の応力値は 500 MPa を超え, 供試材料の降伏応力である 289 MPa を大きく超える値となった. 一方, 提案手法により評価した際の溶接線方向応力は降伏応力と同程度となった.

以上のように, 溶接金属部に対して  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法を用いた場合, 測定結果は降伏応力を大きく超える値を示したが, これは集合組織が生じる溶接部に対して  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法を用いたことによる測定誤差であることは明らかである. 一方, 提案手法を用いた場合, 測定結果は従来知見に従う結果となり, 提案手法が集合組織を有する溶接部に対して効果的であると判断できる.

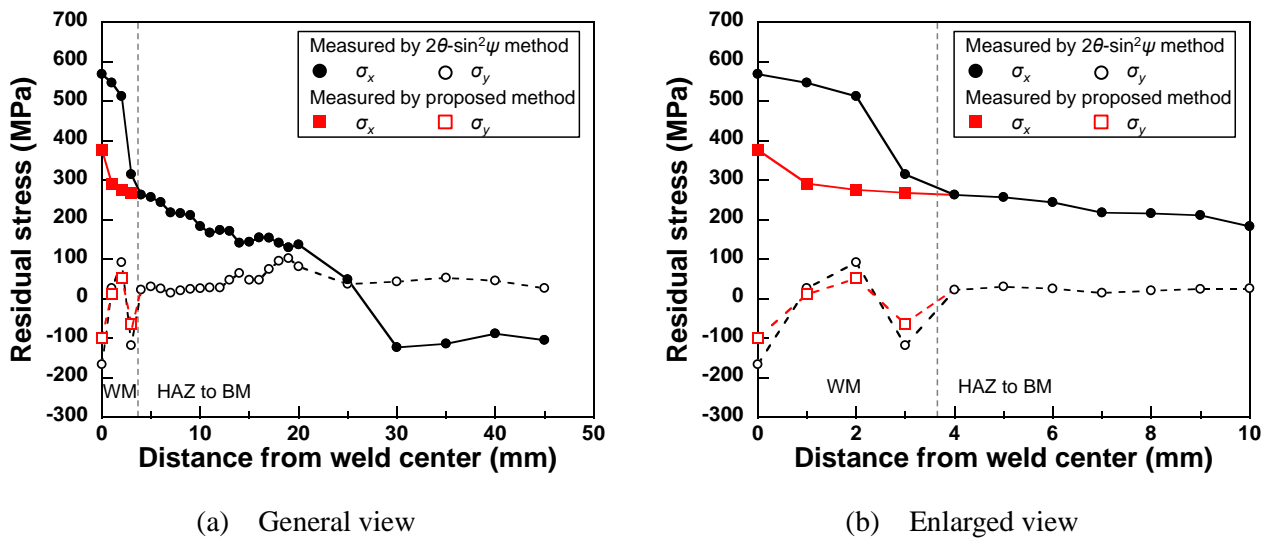


Fig. 4.9 Residual stress distribution evaluated by the  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  method and the proposed method in SUS316L.

次に、X線応力測定法と応力弛緩法の比較を Fig. 4.10 に示す。なお、Fig. 4.10 (a)は測定結果をそのまま比較した図、Fig. 4.10 (b)はX線応力測定法と応力弛緩法の空間分解能を合わせるため、溶接線直交方向に対し 10 mm 幅内の X 線応力測定結果を平均化し、プロットした図である。また、X 線応力測定結果は、溶接線中央から熔融境界部までは提案手法による測定結果を、熱影響部から母材部までは  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法による測定結果を用いている。さらに、応力弛緩法の溶接線中央の結果は 3 つの測定結果の平均値である。

Fig. 4.10 より、X 線応力測定結果は応力弛緩法による測定結果と良好に一致し、X 線応力測定法により従来手法と同様の応力分布を得ることができた。なお、母材部において両者がやや異なる値を示しているが、これは初期残留応力を除去しきれていなかったためと考えられる。

以上のように、提案手法を用いることでこれまで困難とされてきた集合組織を有する溶接部の応力を高精度に評価することができた。

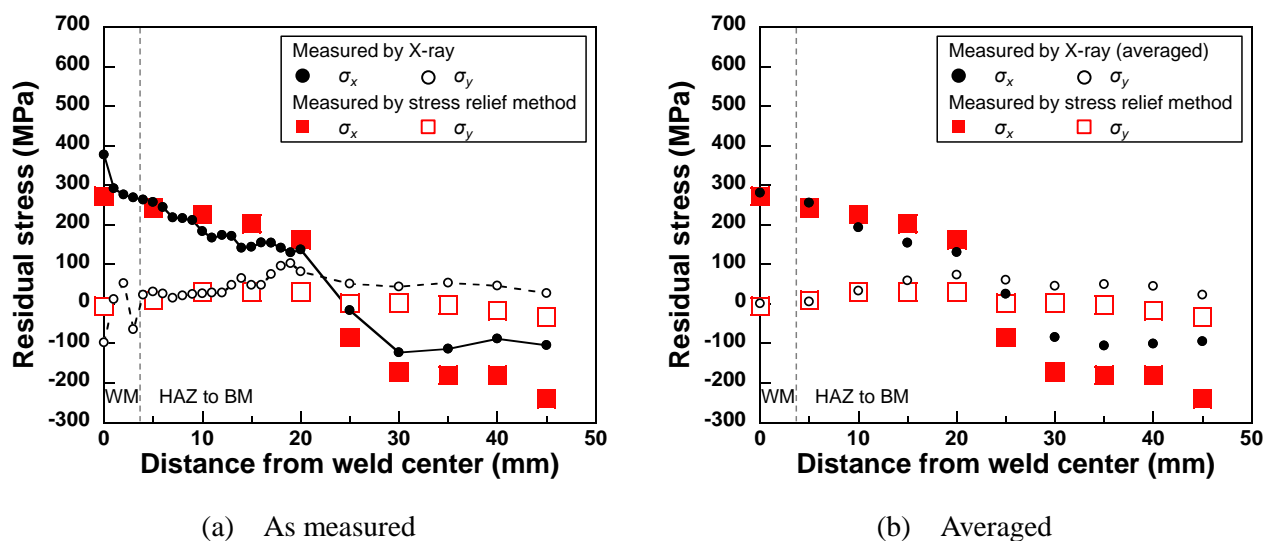


Fig. 4.10 Residual stress distribution evaluated by X-ray stress measurement and the stress relief method in SUS316L.

### 4.3 溶接部における X 線応力測定結果に対する考察

SUS316L と溶接電流 50 A で溶接された SM490YB では、X 線応力測定結果は応力弛緩法と良好に一致した。しかし、溶接電流 100 A で溶接された SM490YB 試験体では溶接金属部と熱影響部において X 線応力測定結果は応力弛緩法と大きく乖離していた。ここで、X 線応力測定法は材料極表面の残留応力を評価しているのに対し、応力弛緩法は板厚全体の応力の平均値を評価する。そこで、応力弛緩法の試験片を裏面から削ることで薄肉化させ、X 線応力測定法のゲージボリュームに近づいた際の応力値の変化を確認する。

#### 4.3.1 実験要項

試験片は SM490YB 溶接試験体において応力弛緩法を行った試験片であり、測定箇所は溶接金属部である。寸法は 10 mm × 10 mm × 6 mm であり、Fig. 4.11 に示すように表面(溶接金属側)に 2 軸ひずみゲージが張り付けてある。減厚加工は #220, 400, 800, 1500 の研磨紙を用いた湿式研磨で行い、熱による影響が表れないように低速で行った。測定箇所は溶接金属部であり、応力を測定する厚さは Fig. 4.11 に示すように、6 mm から 1 mm 厚までを 0.5 mm 間隔で、それ以降は 0.7, 0.5, 0.3 mm 厚で測定した。なお、機械的ヤング率  $E$ : 205 GPa, 機械的ポアソン比  $\nu$ : 0.28 を使用し、ゲージファ

クターは 2.08 である。

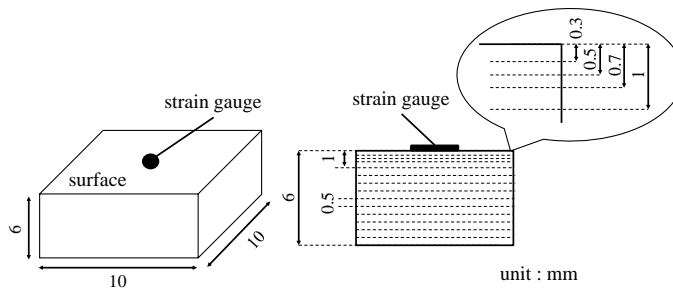


Fig. 4.11 Serial sectioning from back.

#### 4.3.2 実験結果

Fig. 4.12 に逐次研磨の結果を示す。Fig. 4.12 (a)は 50 A で溶接された試験体の溶接部に対して逐次研磨を行った図であり、Fig. 4.12 (b)は 100 A で溶接された試験体の溶接部に対して逐次研磨を行った図である。Fig. 4.12 より、それぞれの試験体は板厚内部に大きく異なる応力分布を有していることが確認できる。50 A で溶接された試験体の方では板厚内部に大きな応力変化はなく、裏面の研磨量が大きくなっても応力弛緩の結果は X 線応力測定結果と近い値を示している。一方、100 A で溶接された試験体の方では板厚内部に大きな応力変化が生じていることが確認できる。その結果、研磨量が小さい時には応力弛緩の結果と X 線応力測定結果は大きく乖離しているが、厚さが溶接金属部の深さより小さくなると溶接線方向、溶接線直交方向ともに引張応力が急激に増加し、その後、Fig. 4.12 中に示す X 線応力測定結果に近づく。このことから、100 A で溶接された試験体において、X 線応力測定結果と応力弛緩結果が大きく乖離したのは、板厚内部で大きな応力変化が生じていたためと考えられる。

以上のように、板厚内部の応力変化が小さい場合には、X 線応力測定結果と応力弛緩結果は良好に一致する。しかし、板厚内部に大きな応力変化が生じる場合、材料極表面の応力を評価する X 線応力測定法と、板厚全体の平均値を評価する応力弛緩法の結果は乖離する可能性がある。ただし、お互いのゲージボリュームを近づけることで両者の応力は近づいたことから、100 A で溶接された試験体においても、X 線応力測定法により表面近傍の応力を正確に評価できていたと判断できる。

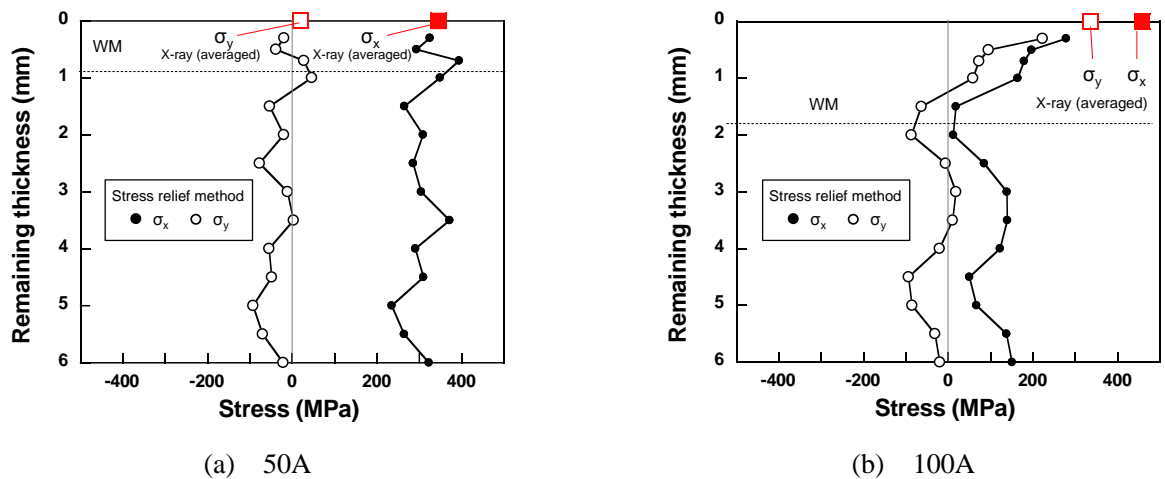


Fig. 4.12 Change of residual stress distributions during successively removing.

#### 4.4 結論

本章では、溶接時に相変態が生じない材料および生じる材料を用い、それぞれの溶接試験体に対して第2章、第3章で得られた知見を用い、X線応力測定法により溶接残留応力を評価した。そして、応力弛緩法と比較することで測定値の妥当性について検討した。以下に得られた知見を示す。

SM490YB 溶接試験体について、

- 1) 50 A で溶接された試験体では、X線応力測定結果はマルテンサイト変態時の変態膨張に伴う応力軽減が確認できるなど、溶接残留応力に関する従来知見に従う結果となった。さらに、X線応力測定結果と応力弛緩法との比較において、両者は良好に一致した。
- 2) 100 A で溶接された試験体では、X線応力測定結果と応力弛緩法の比較において、母材部において両者は良好に一致したが、溶接金属部、および熱影響部では両者は大きく乖離した。
- 3) 溶接金属部の応力弛緩の試験片に対し逐次研磨を行った結果、50 A で溶接された試験体では板厚内部の応力変化が小さいことが確認されたが、100 A で溶接された試験体では板厚内部に大きな応力変化が生じていることが確認された。そのため、100 A で溶接された試験体においてX線応力測定結果と応力弛緩結果が大きく乖離したのは、板厚内部に生じた大きな応力変化であると判断できる。
- 4) 板厚内部の応力変化が小さい場合には、X線応力測定結果と応力弛緩結果は良好に一致し、板

厚内部に大きな応力変化を伴う場合、両者の結果は乖離する。ただし、お互いのゲージボリュームを近づけることで両者の応力は近づいたことから、100 A で溶接された試験体においても、X線応力測定法により表面近傍の応力を正確に評価できていたと判断できる。

SUS316L 溶接試験体について、

- 5) 溶接線中央部の溶接線方向応力は一般的に材料の降伏応力程度の高い引張残留応力となるが、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法により評価された場合、SUS316L の降伏応力を明らかに超えるものであった。しかし、提案手法により評価された場合、降伏応力と同程度となった。このことから、前章で提案した手法が集合組織を有する溶接部の応力測定に効果的であると判断できる。
- 6) 提案手法を用いて得られた X 線応力測定結果は応力弛緩法により評価した結果と良好に一致した。このことから、これまで困難とされてきた集合組織を有する溶接部においても、集合組織の影響を考慮した測定を行うことで X 線応力測定が可能であると言える。

以上のことから、溶接部に生じる組織に合わせた測定手法を用いることで、溶接部に対して X 線応力測定法を適用することは可能であり、X 線応力測定法により溶接部の残留応力を高精度に評価できると判断できる。

## 参考文献

- 1) H. M. Ledbetter, “Predicted Single-crystal Elastic Constants of Stainless-Steel 316,” Br. J. Non-Destructive Testing, 23 (1981) pp. 286–287.
- 2) “金属データブック”, 日本金属学会 (2004).
- 3) E. Kröner, “Berechnung der Elastischen Konstanten des Vierkristalls aus den Konstanten des Einkristalls”, Zeitschrift Physik, Vol.151 (1958) pp. 504-518.
- 4) K. Satoh and T. Terasaki, “Effect of Welding Conditions on Residual Stress Distributions in Basic Welded Joints”, Journal of the Japan Welding Society, Vol.48, No.9 (1979) pp.708-713.
- 5) K. Satoh and T. Terasaki, “Effect of Welding Conditions on Residual Stresses Distributions in Welded Structures Materials”, Journal of the Japan Welding Society, Vol.45, No.2 (1976) pp.150-156.

## 第5章 放射光を用いた溶接過渡応力のその場計測

### 5.1 緒言

前章までの検討から、X線応力測定法により溶接部の残留応力を正確に評価できることが確認できた。一方で、溶接残留応力に対してより効果的な対策を施すには、溶接終了後の状態としての残留応力の把握に加え、溶接中の過渡的な応力変化を捉え、残留応力の生成過程も把握することが重要である。そこで、本章では、X線応力測定法の非破壊計測という特徴を活かした溶接過渡応力のその場計測システムを構築し、溶接中の過渡的な応力変化を実験的に評価することを目指す。

今日までに、溶接中に生じる相変態・回復といった冶金学的現象や、変形・残留応力といった力学的現象などをリアルタイムに観察・評価しようという試みは既にいくつかなされており、放射光やレーザースペックル法を用いた手法が提案されている。

溶接中の冶金学的現象のその場観察は、2000年にElmaerらがTIG溶接によるスポット溶接時の相変態挙動を観察したのが始まりである。ElmaerらはラボX線の1億倍の輝度を有する放射光とイメージングプレートを用いたシステムを構築し、溶接中の溶接金属部、熱影響部に放射光を照射し、そこから得られる回折X線の出現・消失から相変態挙動を観察している<sup>1-13)</sup>。また、2006年にKomizoらは、イメージングプレートの代わりに2次元検出器を用いたシステムを構築した。これにより、1次元的な回折リングしか得られないというイメージングプレートの欠点を克服し、観察範囲を凝固直後の初晶析出過程まで拡張している<sup>14-20)</sup>。さらに、Krommらは低温度変態材料の溶接金属部における相変態挙動のその場観察を行い、溶接中の相変態挙動と溶接後の応力変化の関係について考察している<sup>21)</sup>。以上のように、溶接中の冶金学的現象をその場観察した報告は数多くあり、様々な材料への適用が進められている。

一方、溶接中の力学的現象をその場計測した報告は極めて少ない。1992年にMuramatsuらはレーザースペックル法を用いて溶接中の変位をその場計測している。Muramatsuらはレーザースペックル法により計測される変位から溶接中の変形やひずみの発生過程を直接計測しており、それらに対する相変態の影響についても検討を行っている<sup>22-25)</sup>。しかし、レーザースペックル法によって得られるひずみは、熱ひずみ、塑性ひずみ、弾性ひずみなどのすべてを含んだひずみであり、本研究で対象とする弾性ひずみ(応力)のみをその場計測した報告はない。そこで、本研究では放射光と2次元検出器を用いた溶接中の応力変化のその場計測技術を構築し、溶接中の応力変化のその場計測を



実現させ、構築したシステムを用いて溶接部極表面における応力生成過程を構築する。なお、本研究では供試材料として溶接構造用圧延鋼材 SM490A を用いる。これは、第 2 章から第 4 章で示したように、溶接時に相変態が生じないオーステナイト系ステンレス鋼などの材料では溶接部に集合組織が形成されるため、第 3 章で提案した手法を用いる必要があるが、その観察に提案手法を適用することが現状困難であったためである。

## 5.2 溶接中過渡応力その場計測システムの構築

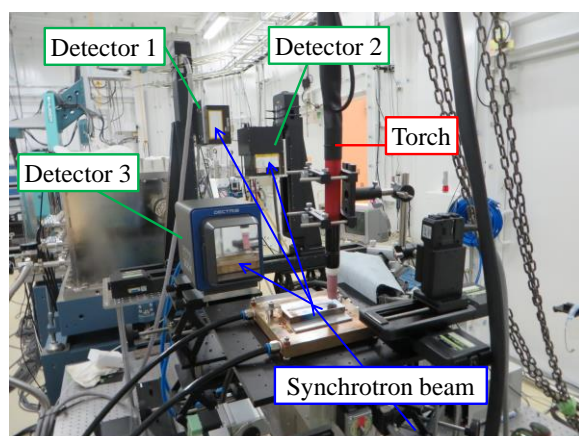
### 5.2.1 溶接過渡応力その場計測システムの概要

#### (a) システムの構成

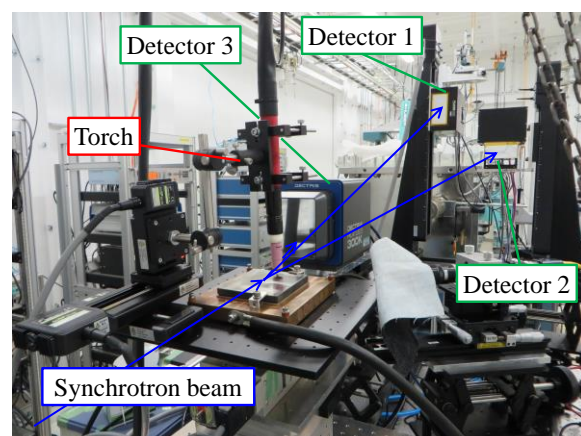
本研究で構築した溶接過渡応力のその場計測システムの外観と模式図を Fig .5.1 に示す。本システムは複数台の 2 次元検出器と GTA 溶接システムから構成されている。溶接システムはビーム焦点位置に設置され、溶接システムの代わりに高温引張試験機を設置することで、光学系を変更することなく高温引張試験を行うことができる。その場計測システムは大型放射光施設 SPring-8(JAEA) のアンジュレータビームライン(BL22XU)に設置され、アンジュレータビームは Si 単結晶の回折を利用し、30 keV のエネルギーに単色化した。なお、本研究では対象が鉄系材料であり、フェライト相( $\alpha$  相)とオーステナイト相( $\gamma$  相)の相変態に起因した応力生成過程のその場計測を目的の 1 つとしている。エネルギーを 30 keV とすることで、弾性定数の回折面依存性が小さい  $\alpha\{211\}$  ならびに  $\gamma\{311\}$ <sup>26,27)</sup> を同一検出器内で同時に検出できる。本システムで用いる検出器は 2 台の PILATUS-100K(検出面積: 83.8 × 33.5 mm)と 1 台の PILATUS-300K(検出面積: 83.8 × 106.5 mm)である。PILATUS-100K は試験体から 1000 mm の位置に、PILATUS-300K は 230 mm の位置にそれぞれ設置され、それぞれの検出器は自動ステージにより自由に移動できる。試験体近くに設置された PILATUS-300K では多数の回折リングを検出可能であり、試験中の相変態挙動を観察できる。角度分解能を向上させるため試験体から離れて設置された PILATUS-100K では回折リングの一部を検出でき、応力、温度の変化に伴う回折角の変化を観察できる。

溶接システムは、溶接トーチと試験体を同一ステージに固定する方法を選択した。これにより、溶接ステージを回転させることで、任意の方向の応力評価が可能となった。計測時に放射光の照射位置は 1 点に固定され、溶接トーチが試験体上を横断する。また、入射側の光学系は固定されてい

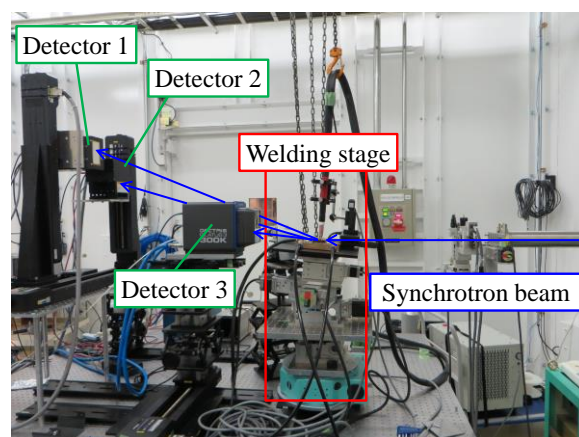
るため、溶接システム全体を 5 deg 傾けた状態で計測を行う。さらに、溶接熱のゴニオメータへの影響を排除するため、水冷銅板を試験体とゴニオメータとの間に設けた。ただし、これにより溶接後の冷却速度が大きくなることが懸念されたため、Fig.5.1 (d)に示すように、熱伝導率の小さいステンレス板(SUS316L, 板厚 3 mm)を水冷銅板と試験体の間に 1 枚挟んだ。



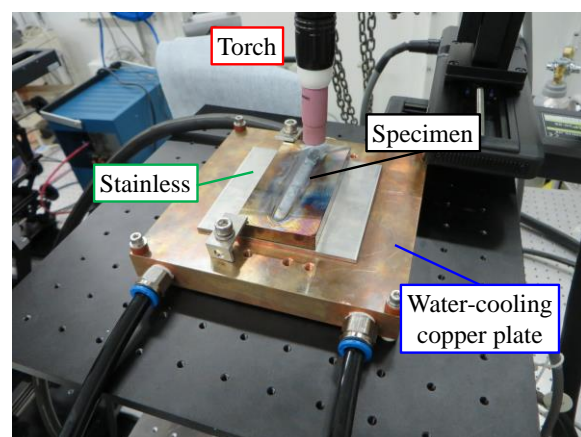
(a) Front view from left side



(b) Front view from right side

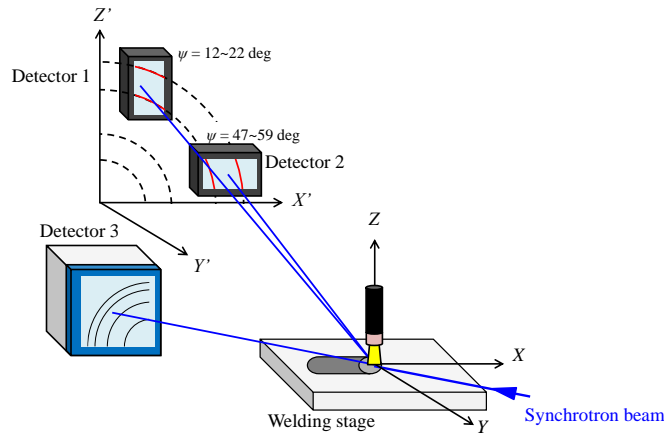


(c) Side view



(d) Arrangement on welding stage

Fig. 5.1 Appearance of in-situ stress measuring system.



(e) Schematic image of diffraction optical system

Fig. 5.1 Continued.

### (b) 応力算出法

溶接中、応力は逐次変化するため、 $\cos\alpha$  法のように単一入射で応力が測定可能である方法を採用必要がある。しかし、 $\cos\alpha$  法は測定精度が低く、なおかつ、溶接時には熱膨張により格子面間隔が変化するため、正確な無ひずみの格子面間隔(回折角)を必要とする  $\cos\alpha$  法を用いることは難しい。そのため、与える無ひずみデータの影響が小さい  $2\theta\text{-}\sin^2\psi$  法による応力算出が望ましい。ただし、溶接中の過渡応力は時間経過と共に逐次変化するため、複数回の計測を必要とする  $2\theta\text{-}\sin^2\psi$  法をそのまま適用することはできない。そこで、本研究では Fig. 5.1 に示すように、複数の 2 次元検出器を設置し、疑似的に  $2\theta\text{-}\sin^2\psi$  線図を作成し、 $\sin^2\psi$  の変化に対する  $2\theta$  の変化を複数同時評価することで 1 回の計測から  $2\theta\text{-}\sin^2\psi$  法による応力算出を可能とした。さらに、検出器には時間分解能に優れる PILATUS を用いることで、放射光を照射し続ける中でリアルタイムに応力変化を追従できる。

$2\theta\text{-}\sin^2\psi$  法による応力解析に必要な散乱ベクトル分布(Fig. 5.1 中の  $X\text{-}Y\text{-}Z$  座標系)と、2 次元検出器に記録された回折データの散乱ベクトル分布 (Fig. 5.1 中の  $X'\text{-}Y'\text{-}Z'$  座標系) のズレは式(5.1)により座標変換される。なお、式(5.1)中の  $\psi$  と  $\psi'$  はそれぞれの座標系における  $\psi$  角、 $\phi$  は両座標系のズレ角であり、Fig. 5.2 のような関係にある。本研究では  $\psi = 12\sim 22$  deg ならびに  $\psi = 47\sim 59$  deg の範囲の回折から応力を算出した。

$$\sin^2 \psi = 1 - \left(1 - \cos^2 \phi + \sin^2 \psi' \cdot \cos^2 \phi\right)^2 \quad (5.1)$$

また、相変態が生じフェライトとオーステナイトの 2 相状態になる場合には、それぞれの応力を

評価した。ここで、Fig. 5.3 に示すように、X線や放射光といった回折線を用いた応力測定では、回折現象と Bragg の条件式を用いて応力を評価する。そのため、複数の相を有する材料に対し、一定の波長の回折線を照射した場合、それぞれの相の格子間距離に対応した角度に回折 X 線が表れる。そして、それぞれの回折 X 線を用いて応力測定を行うことで各相の応力を独立して評価することができる。本研究では Detector 1, Detector 2 で同時に得られる  $\alpha\{211\}$  と  $\gamma\{311\}$  の回折からそれぞれの相の応力を評価した。

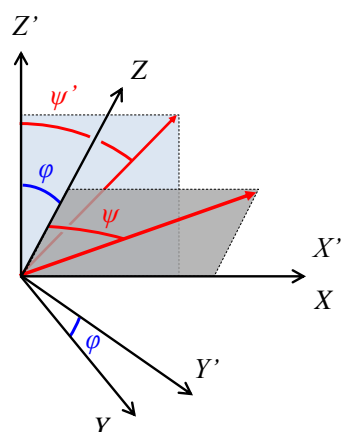


Fig. 5.2 Relationship between coordinate system on the specimen and detectors.

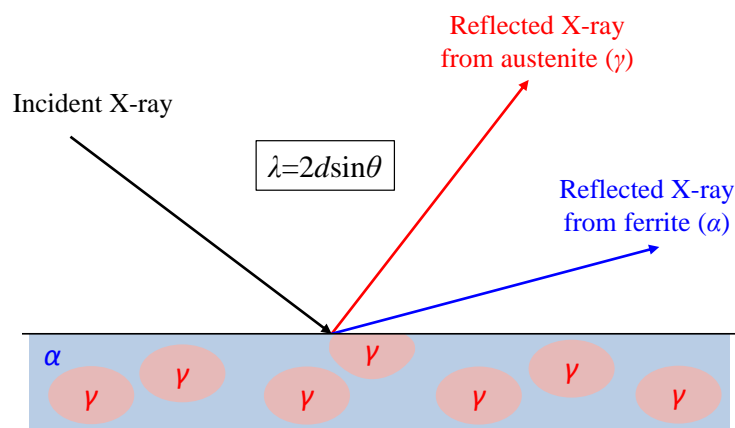


Fig. 5.3 Diffraction from a multi-phase material.

### (c) 回折角の補正方法

機器の設置角度などに起因した誤差は、事前にはみずみサンプル  $\text{CeO}_2$  の回折から補正係数を決定し補正した。Fig. 5.4 に示すように、 $\alpha\{211\}$  回折は  $\text{CeO}_2$  の  $\{420\}$  回折と  $\{422\}$  回折の間に現れ、 $\gamma\{311\}$  回折は  $\text{CeO}_2$  の  $\{422\}$  回折と  $\{511\}$  回折の間に現れる。そこで、 $\alpha\{211\}$  回折に対しては  $\text{CeO}_2$  の  $\{420\}$

回折と{422}回折が無応力となるように、 $\gamma$ {311}回折に対しては  $\text{CeO}_2$  の{422}回折と{511}回折が無応力となるように補正係数を算出した。

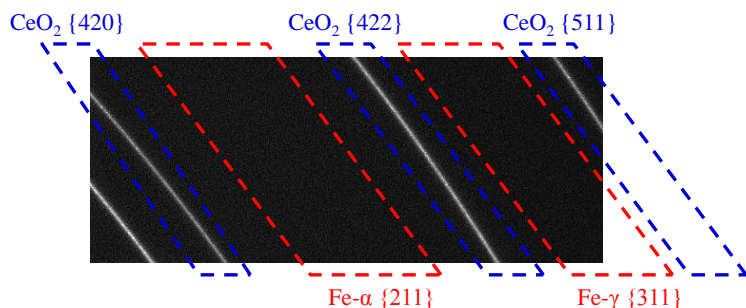


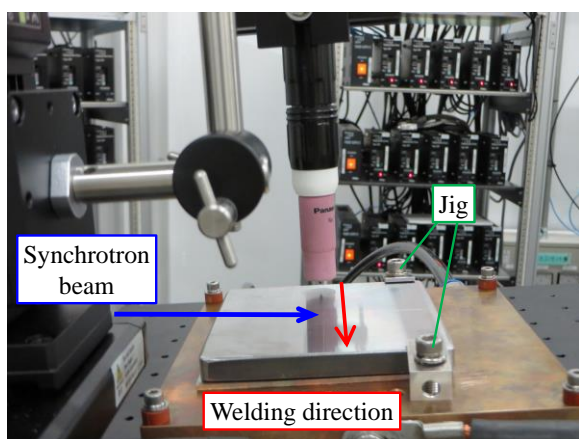
Fig. 5.4 Relationship between  $\text{CeO}_2$  diffraction and iron diffraction on the detector 1.

#### (d) 試験体の固定方法

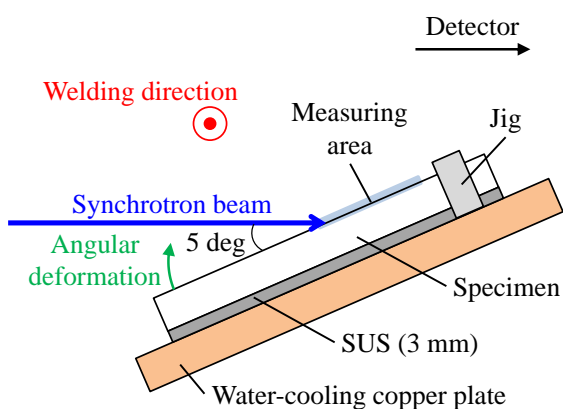
溶接中に試験体が動かないように試験体を固定するが、溶接による角変形が生じることで放射光の遮蔽、測定箇所の変位、さらには、固定による拘束応力が生じることが懸念される。そこで、本実験では次に示すように測定条件に応じた拘束方法を採用した。

##### ・放射光に対し直角方向に溶接を行う場合

放射光に対し直角に溶接を行う場合、角変形による放射光の遮蔽は問題にならないが、測定箇所の変位が生じる可能性がある。そこで、Fig. 5.5 に示すように検出器側のみを治具で固定し、角変形は自由に生じるようにし、熱影響部や母材部を測定の際には検出器側に測定箇所を移動させた。



(a) Appearance view



(b) Schematic image

Fig. 5.5 Fixing method for the welding specimen when weld cross synchrotron beam.

・放射光に対し並行方向に溶接を行う場合

放射光に対し並行に溶接を行う場合，角変形による放射光の遮蔽と測定箇所の変位が生じる可能性がある。特に，角変形が生じた際には Detector 1, Detector 2, もしくは Detector 3 のどちらかへの回折される放射光が遮蔽される可能性がある。ただし，Detector 3 は検出器窓が大きく，かつ，相変化を評価しているため一部の検出窓のデータが得られなくても問題はない。そこで，Fig. 5.6 に示すように Detector 1, Detector 2 側を治具で固定し，熱影響部や母材部を測定の際には治具側に測定箇所を移動させた。

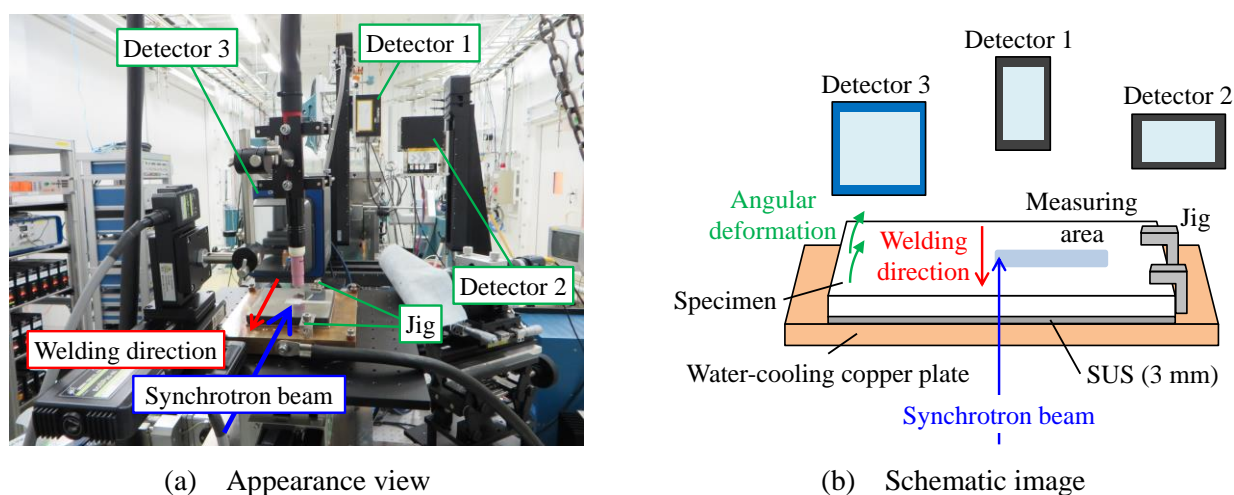
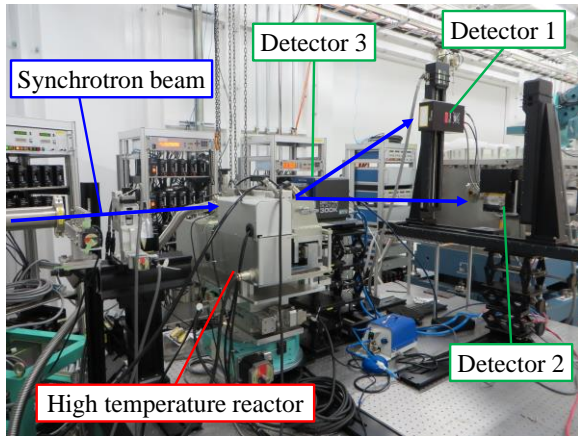


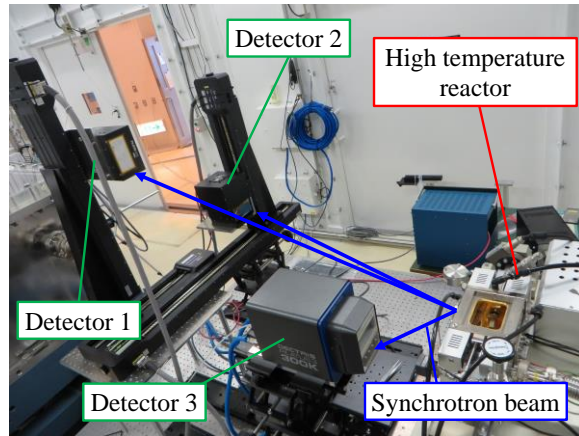
Fig. 5.6 Fixing method for the welding specimen when weld along by synchrotron beam.

(e) 高温引張試験

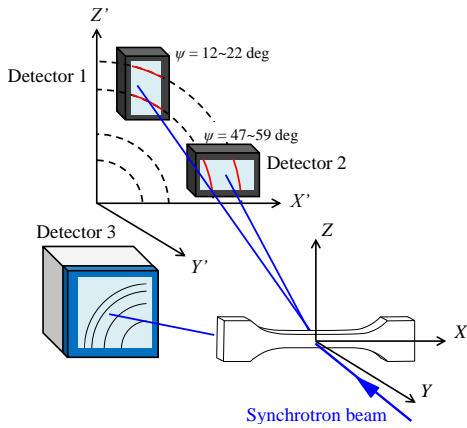
実験に用いた高温引張試験機の外観と模式図を Fig. 5.7 に示す。Fig. 5.7 (d) ~ (f) に示す治具に試験体を設置し，カバーとネジで固定した後に引張試験を行う。放射光の上流側と下流側にはカプトン製の膜が張られており，試験片に放射光を透過させながら引張試験を行う。高温炉は集光型であり，制御熱電対は放射光の照射箇所直近にスポット溶接で直接取り付けられている。



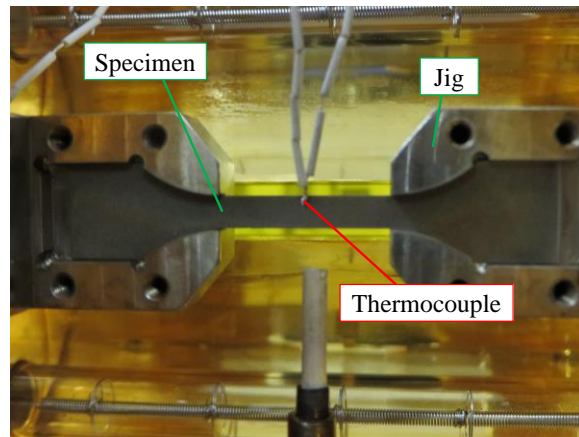
(a) Appearance view from side



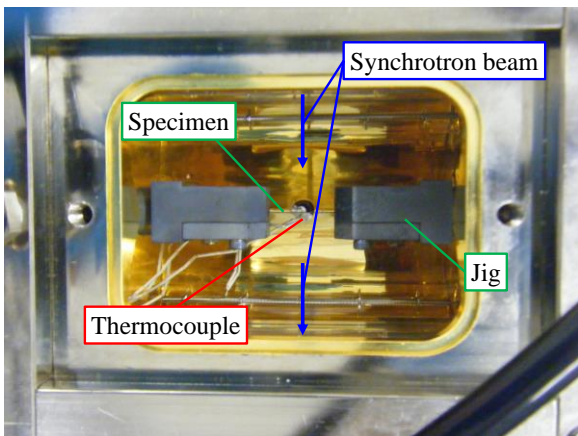
(b) Appearance view from top



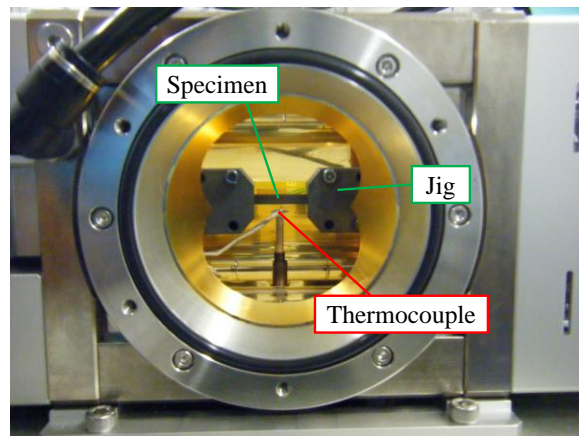
(c) Schematic image



(d) Enlarged view



(e) Top view



(f) Front view

Fig. 5.7 Appearance of elevated temperature tension testing machines.

### 5.3 高温引張試験を用いた計測システムの検証と X 線の弾性定数の温度依存性評価

本節では高温引張試験時の負荷荷重とその場計測システムの測定結果を比較することで、システムの検証を行う。ただし、高温時には X 線の弾性定数も変化するため、X 線の弾性定数の温度依存性が既知でない場合、応力を算出できない。そこで、高温時の負荷応力と  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きを比較し、試験温度が上昇しても両者が比例関係にあることを確認する。

#### 5.3.1 高温引張試験を用いた計測システムの検証

##### (a) 供試材料

供試材料には SM490A を用いた。供試材料の化学組成を Table 5.1 に、機械的特性を Table 5.2 に示す。Fig. 5.8 に示すように、引張試験片は評点間距離 20 mm、板幅 4 mm、板厚 0.3 mm であり、放電加工により作成した。

Table 5.1 Chemical composition of SM490A used. (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	V
0.16	0.39	1.38	0.016	0.004	0.01	0.02	0.002

Table 5.2 Mechanical properties of SM490A used.

Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
381	524	25

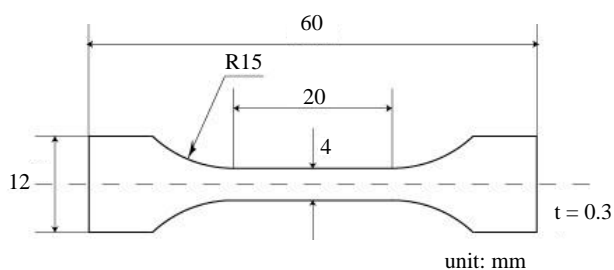


Fig. 5.8 Schematic illustration and size of the specimen for elevated temperature tensile test.



(b) 高温引張試験条件

高温引張中の温度履歴の様式図を Fig. 5.9 に示す。高温引張を行う際にはアルゴンガスを用いてガス置換を行い、炉内を真空状態(約-50 kPa)にした後、引張試験を行った。

試験条件を Table 5.3 に示す。高温引張試験は RT から 800 °C までを 100 °C 間隔で行った。引張試験は荷重制御で行い、荷重速度を 1 N/s とし、SS カーブが塑性域に達するまで行った。昇温は加熱速度 10 °C/s で行い、試験温度に達してから 60 s 保持した後、引張試験を開始した。また、昇温過程と保持過程では熱膨張によって生じる試験体と治具との間の遊びをなくす目的で 1 ~ 2 N の荷重を負荷し続けた。測定は昇温開始から引張終了まで 0.5 s 間隔で行った。

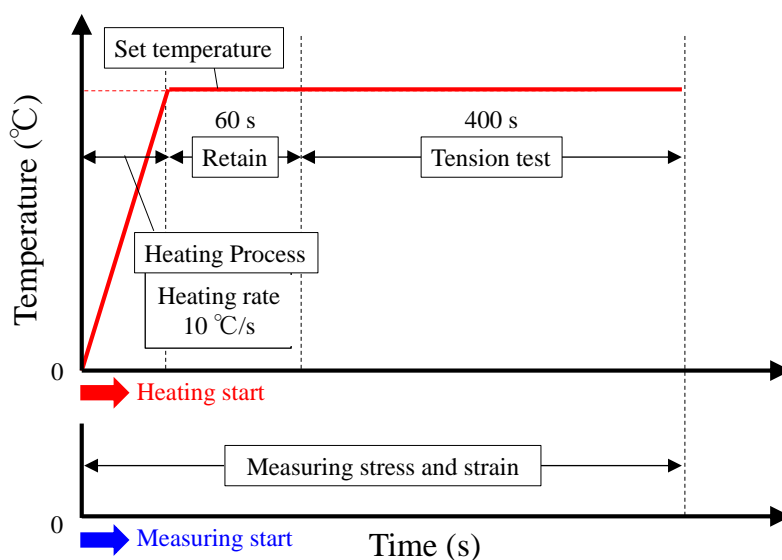


Fig. 5.9 Temperature history during temperature tension test.

Table 5.3 Conditions of elevated temperature tensile test.

	Set temperature (°C)								
	25	100	200	300	400	500	600	700	800
Load rate (N/ s)	1								
Heating rate (K/s)	/		10						
Retain process (s)	/		60						
Tension process (s)	600	400							
Control	Load control								

### 5.3.2 実験結果

#### (a) 引張試験結果

Fig. 5.10 に各試験温度の応力ひずみ曲線を示す。Fig. 5.10 中に示す応力・ひずみは炉の引張試験機によって測定された荷重と変位より求められた公称応力と公称ひずみである。

Fig. 5.10 より、引張試験機で読み取られる負荷ひずみは非常に大きな値を示している。このような傾向は他の材料(S50C)を用いた場合にも表れており、一方で、1 mm 厚の試験片を用いた際にはひずみは正確に計測されていた。そのため、ひずみの計測値が非常に大きな値を示したのは、放射光の透過性を良くするために引張試験片を極めて薄くしたことの影響であると考えられる。ただし、弾性域である低ひずみ側の応力ひずみ曲線は高温においてもおおむね線形性を示しており、ヤング率に相当する応力ひずみ曲線の勾配や、降伏点は試験温度が上昇するとともに低下している。これは、温度の上昇と共にヤング率や降伏応力が低下するというこれまでの知見と合致しており、負荷応力は正確に計測できていると考えられる。そのため、引張試験の結果を用いて X 線の弾性定数の算出は十分可能であると考えられる。

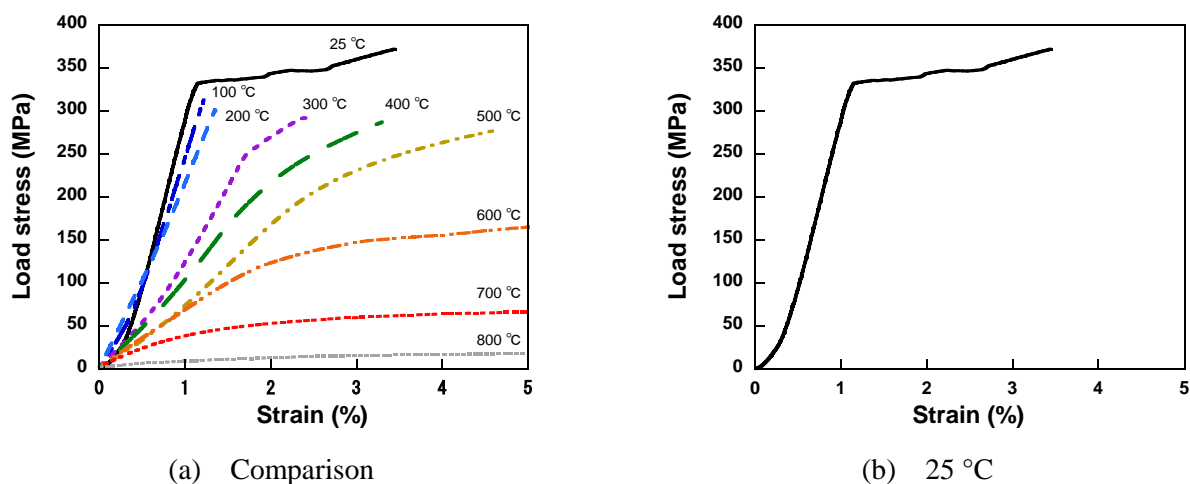
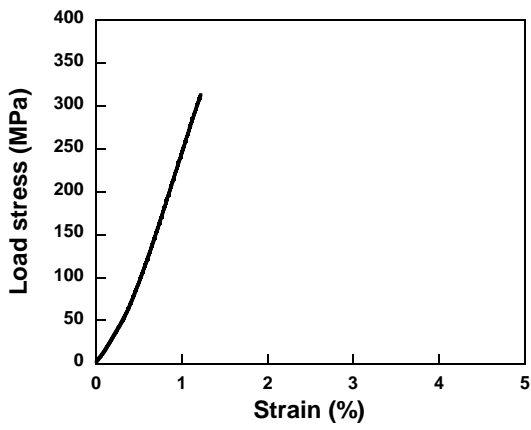
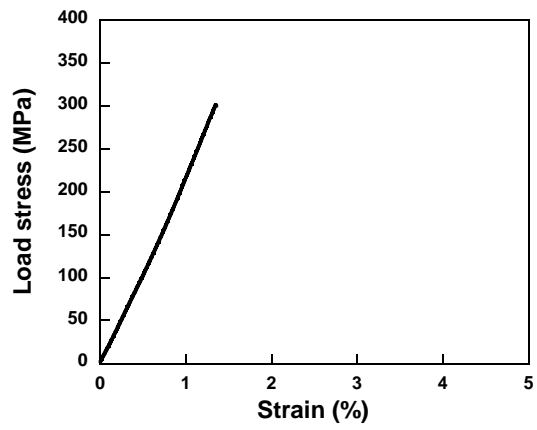


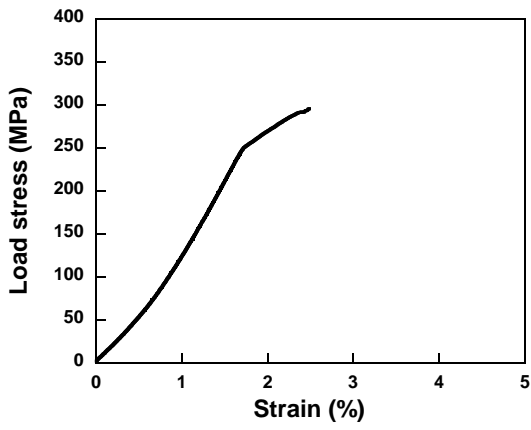
Fig. 5.10 Stress-strain curve at each temperature.



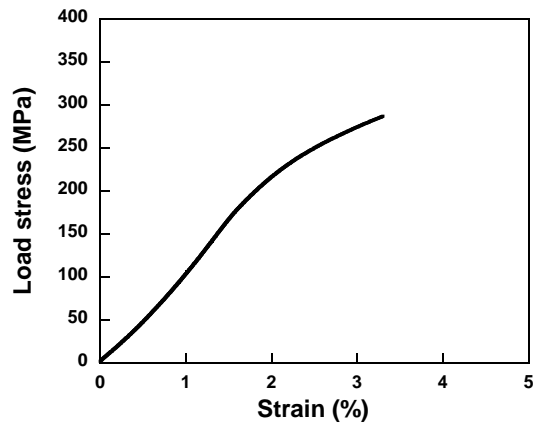
(c) 100 °C



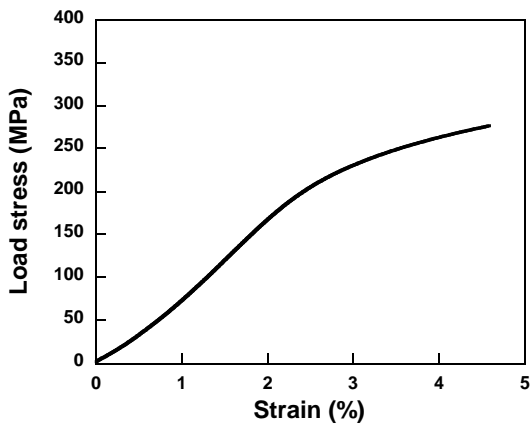
(d) 200 °C



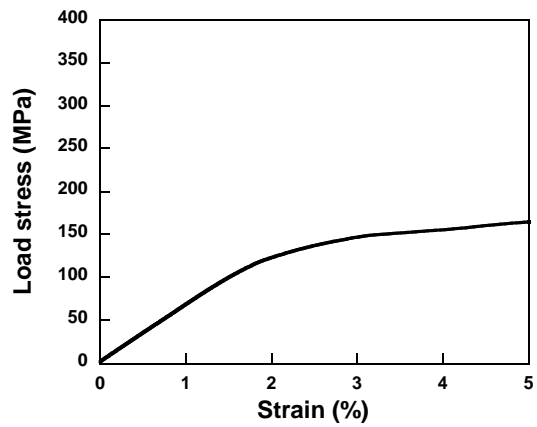
(e) 300 °C



(f) 400 °C

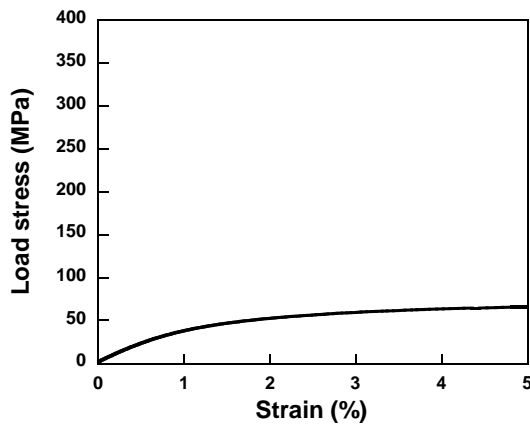


(g) 500 °C

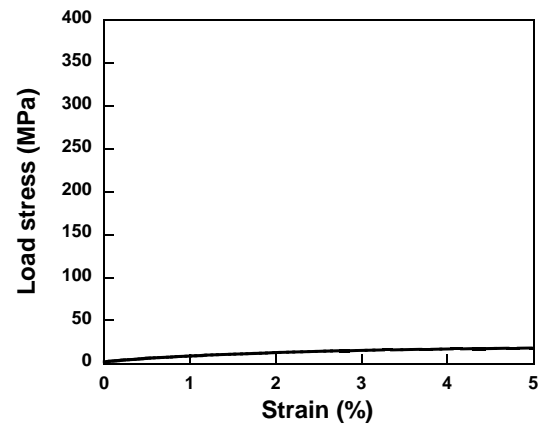


(h) 600 °C

Fig. 5.10 Continued.



(i) 700 °C

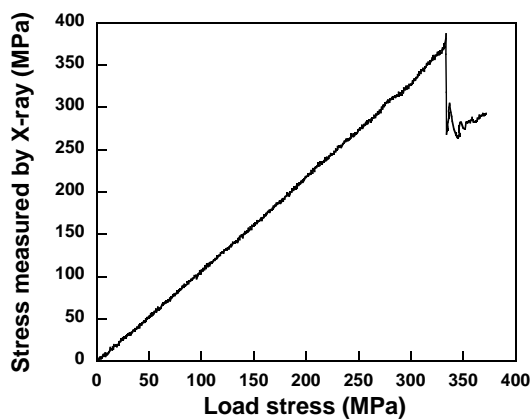


(j) 800 °C

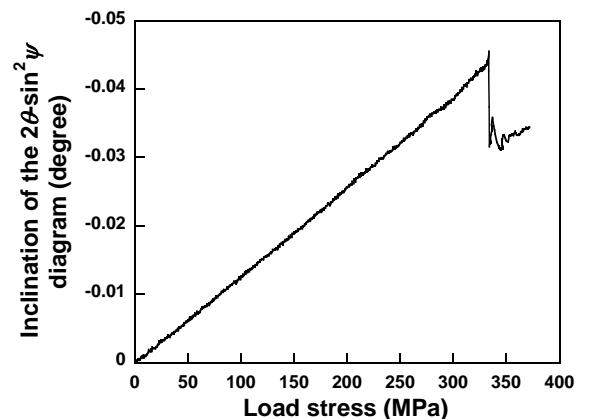
Fig. 5.10 Continued.

(b) 室温における負荷応力と測定値の関係

構築したその場計測システムによって評価された応力値と負荷応力との関係を Fig. 5.11 (a)に示す. その場計測システムによって評価された応力値と負荷応力は線形関係を有し, 両者はほぼ同じ値を示している. このことから, 構築したシステムにより応力を正確に評価できていることが確認できる. また,  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法では  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きに応力定数を乗じる事で応力が算出されるため, Fig. 5.11 (b)に示すように,  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きと負荷応力との間にも線形関係が成り立つ. そこで, 次項では高温時においても  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きと負荷応力との間にも線形関係が成り立つかを確認し, 構築したシステムにより高温域においても応力を正確に評価できていることを確認する.



(a) Relationship between load stress and measured stress



(b) Relationship between load stress and inclination of the  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  diagram

Fig. 5.11 Relationship between load stress and measured results at room temperature.

(c) 高温域における負荷応力と  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きの関係

各試験温度における  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きと負荷応力との関係を Fig. 5.12 に示す. 試験温度が上昇すると, 傾きと負荷応力との関係に若干の乱れが確認できるが, 試験温度 700 °C までは両者はおおむね線形関係を保っている. 試験温度が 800 °C になると, 測定部はフェライト相とオーステナイト相の 2 相状態となった. 負荷応力が増加すると, オーステナイト相には圧縮応力が加わり, フェライト相には引張応力が加わっていることが確認でき, フェライト相とオーステナイト相それぞれに加わる応力を独立して評価できていることが確認できる. ただし, 負荷応力と各相に加わる応力(相応力)との関係が不明確であるため, Fig. 5.12 (i)からは測定結果が正確か否かの判断は難しい. なお, 試験温度 400 °C において試験温度 500 °C の場合よりも小さい負荷応力で傾きと負荷応力との線形関係が崩れているが, これは試験中に一の方検出器(Detector2)にエラーが生じ, 回折を検出できなかったためである.

以上のことから, 構築したその場計測システムによって 700 °C までは応力を正確に評価できると判断でき, それ以上の温度においても可能であると予想される.

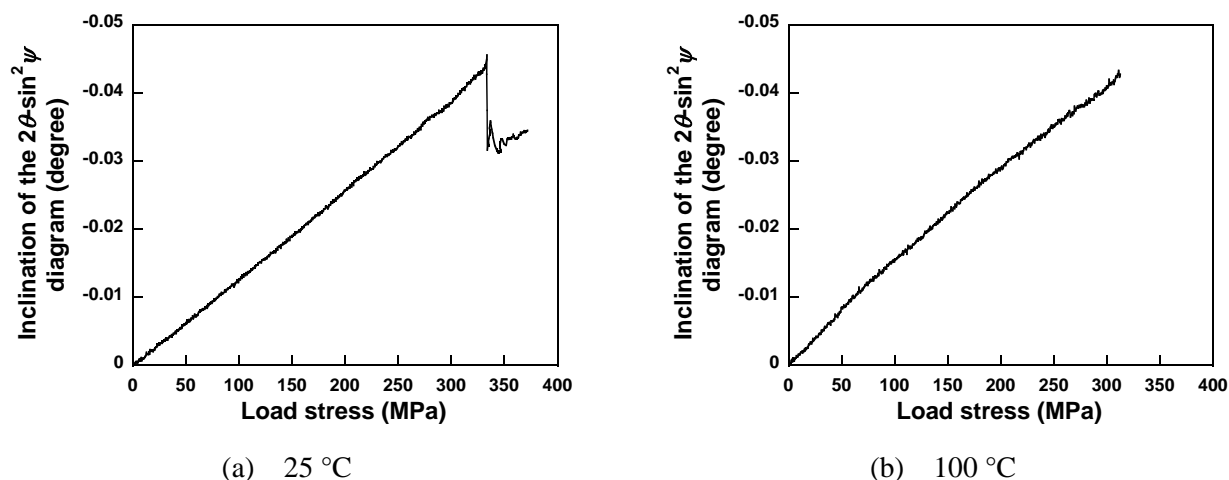
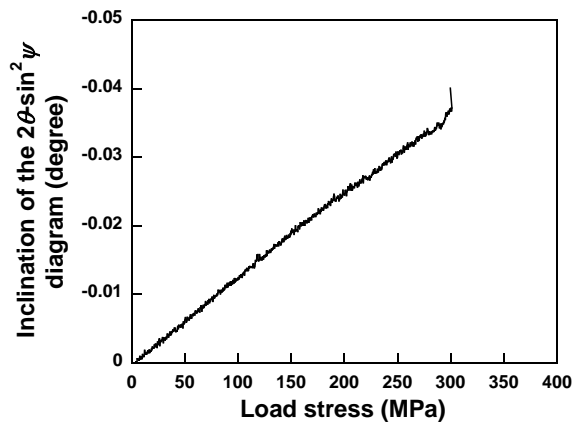
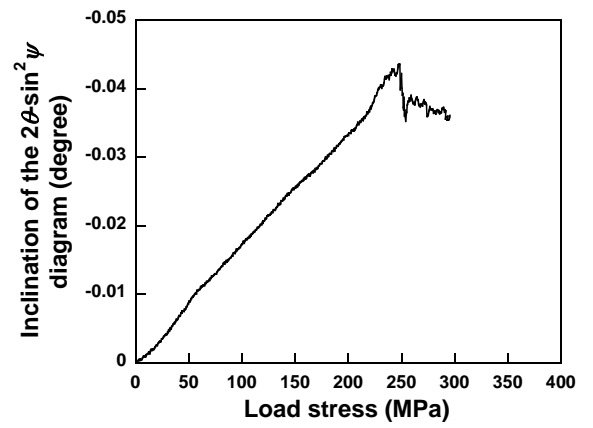


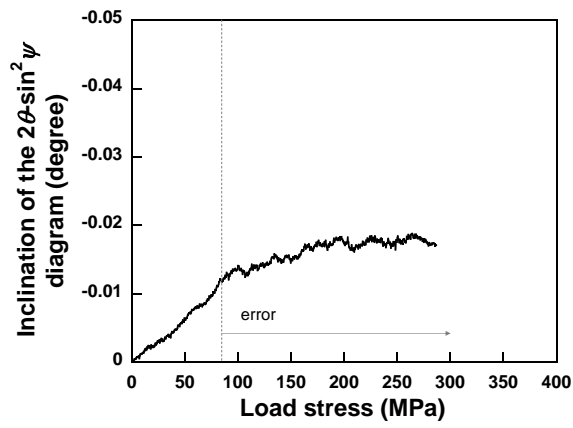
Fig. 5.12 Relationship between load stress and inclination of the inclination of the  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  diagram at each temperature.



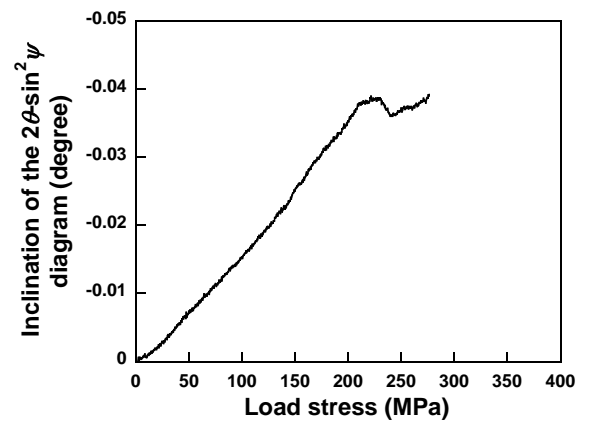
(c) 200 °C



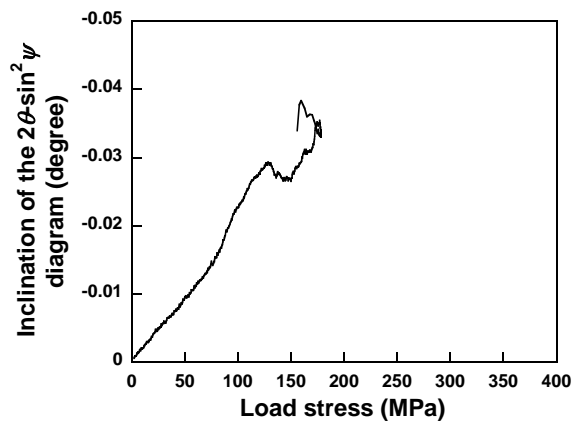
(d) 300 °C



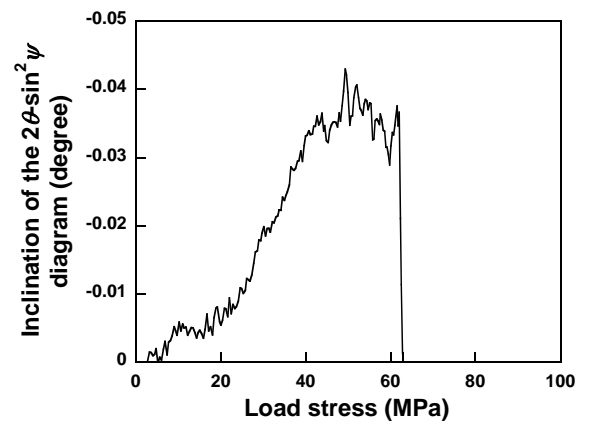
(e) 400 °C



(f) 500 °C

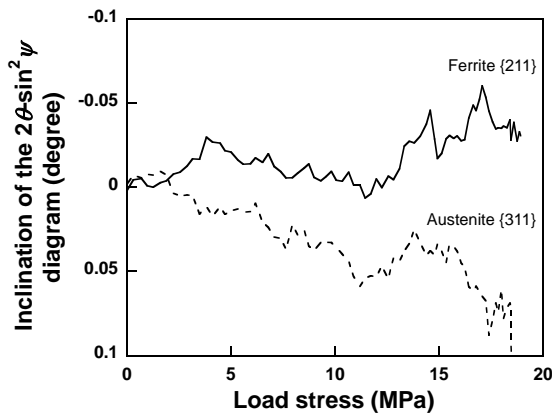


(g) 600 °C



(h) 700 °C

Fig. 5.12 Continued.



(i) 800 °C

Fig. 5.12 Continued.

### 5.3.3 SM490A の X 線的弾性定数の温度依存性評価

本節では高温引張試験の結果から供試材料である SM490A の X 線的弾性定数の温度依存性を評価する。X 線的弾性定数の算出法は負荷ひずみに対する回折角の変化の傾向から求める手法<sup>27)</sup>と、負荷応力に対する  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の変化の傾向から求める手法<sup>28)</sup>がある。本研究では、高温引張試験時の負荷ひずみを正確に得られなかったことから、負荷応力に対する  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の変化の傾向から求める手法を採用した。

#### (a) 実験要項

引張試験片，引張試験条件，測定条件は前項と同じである。

#### (b) X 線的弾性定数の算出法

X 線的弾性定数は  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾きと切片の負荷応力に対する変化の傾向から算出することができる。平面応力状態を仮定できるとき，回折角  $2\theta$  と回折面法線と試料法線のなす角  $\psi$  の関係は式(5.2)のようになり，X 線弾性定数を算出する際の基礎式となる。この時， $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾き  $M$  は式(5.3)となる。

$$2\theta = -\frac{2(1+\nu_{hkl})}{E_{hkl}} \tan\theta_0 \cdot \sigma_A \sin^2\psi + \frac{2\nu_{hk;}}{E_{hkl}} \tan\theta_0 \sigma_A + 2\theta_0 \quad (5.2)$$

$$M = -\frac{2(1+\nu_{hkl})}{E_{hkl}} \cdot \tan \theta_0 \cdot \frac{180}{\pi} \sigma_A \quad (5.3)$$

$\sigma_A$  : 負荷応力  
 $\psi$  : 回折面法線と試料法線のなす角  
 $E_{hkl}$  : X 線のヤング率  
 $\theta$  : 回折角  
 $\nu_{hkl}$  : X 線のポアソン比  
 $\theta_0$  : 無ひずみの回折角

ここで、任意の負荷応力に対する  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾き  $M$  と  $\psi = 0$  の時の回折角  $2\theta_{\psi=0}$  ( $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の切片) を求め、それらの負荷応力  $\sigma_A$  に対する変化率を求めると式(5.2)から式(5.4)、式(5.5)が求まる。なお、度数をラジアンに変化させるため  $\pi/180$  を乗じている。

$$\frac{2(1+\nu_{hkl})}{E_{hkl}} = -\cot \theta_0 \cdot \frac{\partial M}{\partial \sigma_A} \cdot \frac{\pi}{180} \quad (5.4)$$

$$\frac{\nu_{hkl}}{E_{hkl}} = \frac{\cot \theta_0}{2} \cdot \frac{\partial 2\theta_{\psi=0}}{\partial \sigma_A} \cdot \frac{\pi}{180} \quad (5.5)$$

$M$  :  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の傾き  
 $2\theta_{\psi=0}$  :  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図の切片

以上のように、X 線のヤング率、X 線のポアソン比と負荷応力との関係が求まり、任意の負荷を加えた際の  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  線図を得ることで、式(5.4)、式(5.5)より X 線のヤング率、X 線のポアソン比を求めることが出来る。

### (c) 実験結果

Fig. 5.13 に式(5.4)、式(5.5)より求めた SM490A の X 線の弾性定数の温度依存性を示す。また、Dutta らによって実測された S690QL1{211}面の X 線の弾性定数の温度依存性<sup>28)</sup>、FEM 解析に用いる機械的なヤング率の温度依存性を Fig. 5.13 中に合わせて示す。Fig. 5.13 (a)より、SM490A の X 線のヤング率は機械的なヤング率とほぼ同じ値を示していることが分かる。また、温度の上昇と共に X 線のヤング率は小さくなっており、これは Dutta らの実験結果、FEM 解析用のデータとも合致している。

一方、本実験から得られた X 線のポアソン比は Dutta らの実験結果とは若干異なる結果が得られている。Fig. 5.13 (b)より、Dutta らの実験結果では温度の上昇とともに X 線のポアソン比が大きくなっているのに対し、本実験の結果は温度に関係なくほぼ同じ値を示している。しかし、FEM 解析



に用いる値とは同じ傾向を示した。なお 800 °C 以上の温度域とオーステナイト相の弾性定数を評価することができなかつたため、それらに対しては本研究では Fig. 5.13 に示す機械的なヤング率、ポアソン比を用いた。

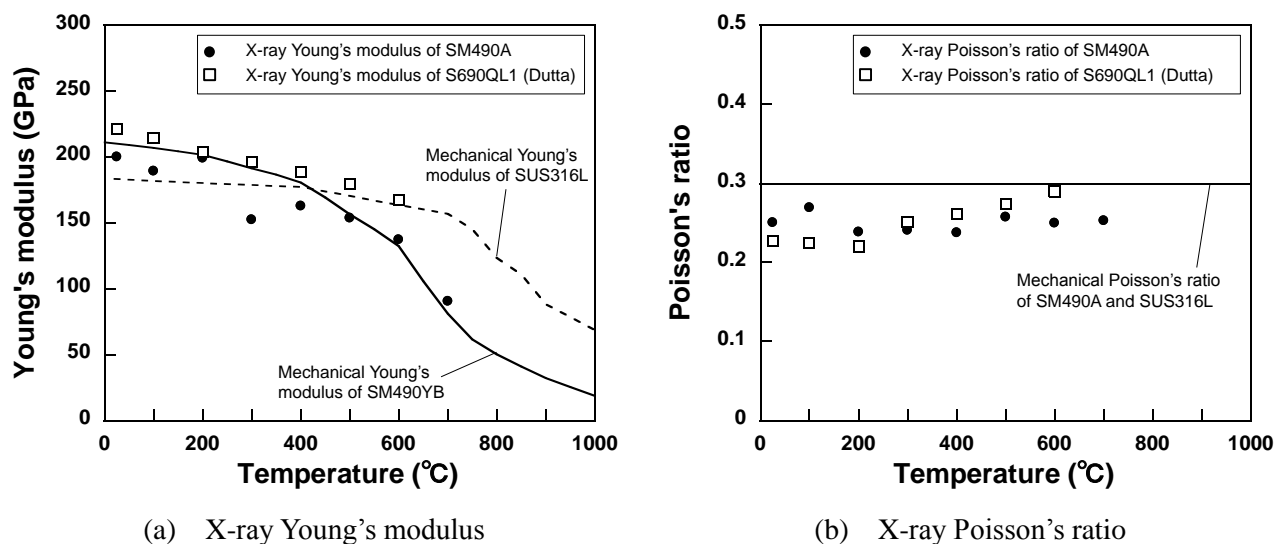


Fig. 5.13 Temperature dependency of X-ray elastic constant.

## 5.4 溶接中の温度履歴の評価

### 5.4.1 実験要項

#### (a) FEM による数値解析

実験結果との比較のために、溶接中の温度履歴を数値解析により評価した。数値解析は汎用有限要素法解析コード ABAQUS ver. 6.13 を用いた有限要素法(FEM)によって行った。対象は Fig. 5.14 に示す寸法であり、その場計測に用いた試験体と同じ寸法である。有限要素モデルは対称性を考慮し 1/2 モデルとし、試験体表面、および溶接部近傍では要素分割を細かくしている。熱源モデルには Okano らが提案した式(5.6)の熱源モデル<sup>30)</sup>を用いた。数値解析で用いた物性値は Fig. 5.15 の通りであり、本研究では溶接条件を想定し、 $q = 1234.5 \text{ J/s}$ ,  $r = 2.7275 \text{ mm}$  とした。

$$Q_{(x,y,t)} = \frac{q}{\pi r^2} \exp\left\{-\frac{(x-vt)^2}{r^2}\right\} \exp\left\{-\frac{y^2}{r^2}\right\} \quad (5.6)$$

$Q(x,y,t)$  : 表面熱流束

$v$  : 溶接速度

$q$  : 単位時間当たりの入熱量

$t$  : 時間

$r$  : 入熱分布の半径

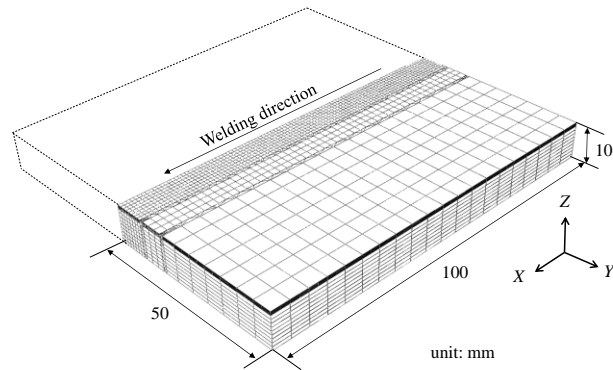


Fig. 5.14 Finite element model for thermal conductivity analysis.

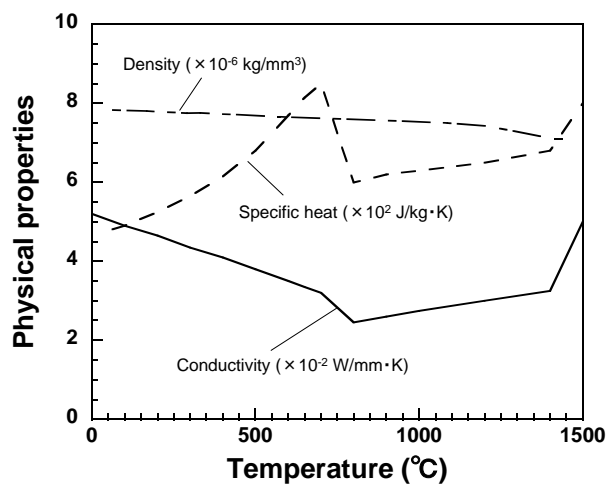


Fig. 5.15 Material properties used in thermal conductivity analysis.

#### (b) 熱電対による実測条件

温度履歴の測定箇所を Fig. 5.16 に示す。溶接線中央より溶接線直交方向に 4.5, 7, 15, 50 mm の点を測定した。4.5 mm では R 型熱電対を、それ以外では K 型熱電対を用い、溶接開始と同時に測定を開始し、0.1 s 間隔で測定した。

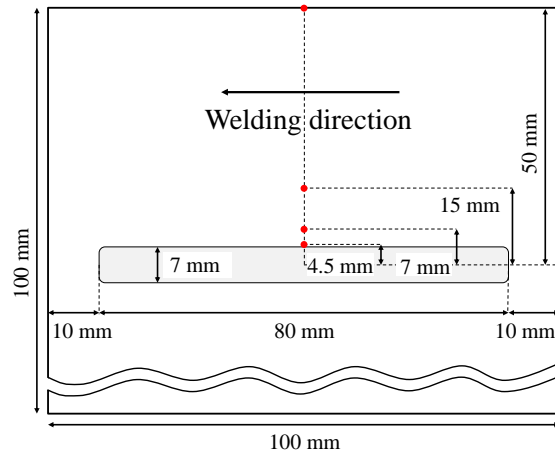


Fig. 5.16 Temperature history measuring points.

## 5.4.2 実験結果

### (a) 溶融池寸法の比較

ビードオンプレート溶接を施した試験体を切断し、溶接部断面に対し湿式研磨および3%ナイタールでエッチングを行うことにより得られた溶込み形状と、数値解析において溶融温度を1500℃とした最高到達温度分布の比較をFig. 5.17に示す。数値解析上では余盛りの形成を考慮していないため表面形状に差はあるものの、数値解析より得られた溶込み深さと溶込み幅の結果は実験により得られたそれと良好に一致している。

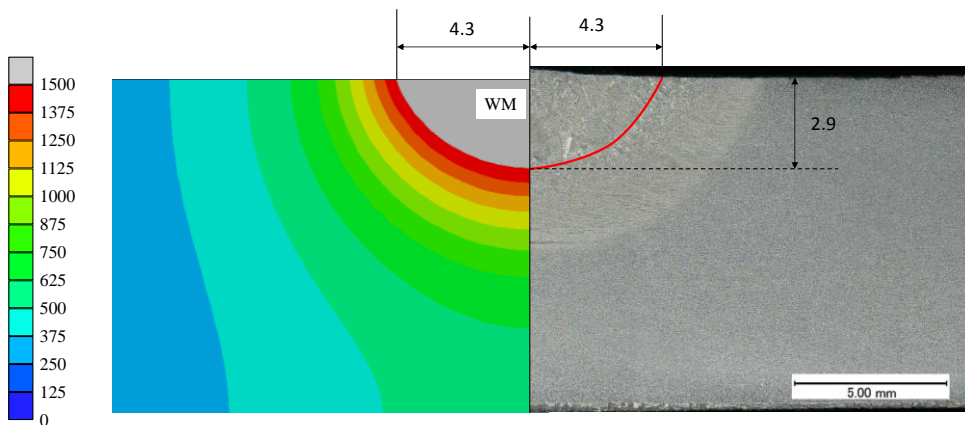


Fig. 5.17 Comparison of experimental and analytical configuration of weld metal.

### (b) 温度履歴の比較

温度履歴の数値解析結果と熱電対による実測結果の比較をFig. 5.18に示す。Fig. 5.18 (a)は溶接線

中央から 4.5 mm, 7 mm 離れた点での結果であり, Fig. 5.18 (b)は溶接線中央から 15 mm, 50 mm 離れた点での結果である. 溶接トーチは 0 s から動き始め, 40 s で試験体中央に達する. 数値解析によって得られた温度履歴は最高到達温度と最高温度に達する時間, その後の冷却時の挙動において実測値と良好に一致していることが確認できる.

以上のように, 溶込み形状と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ていると判断し, 以降の検討では数値解析で求めた温度履歴を用いた.

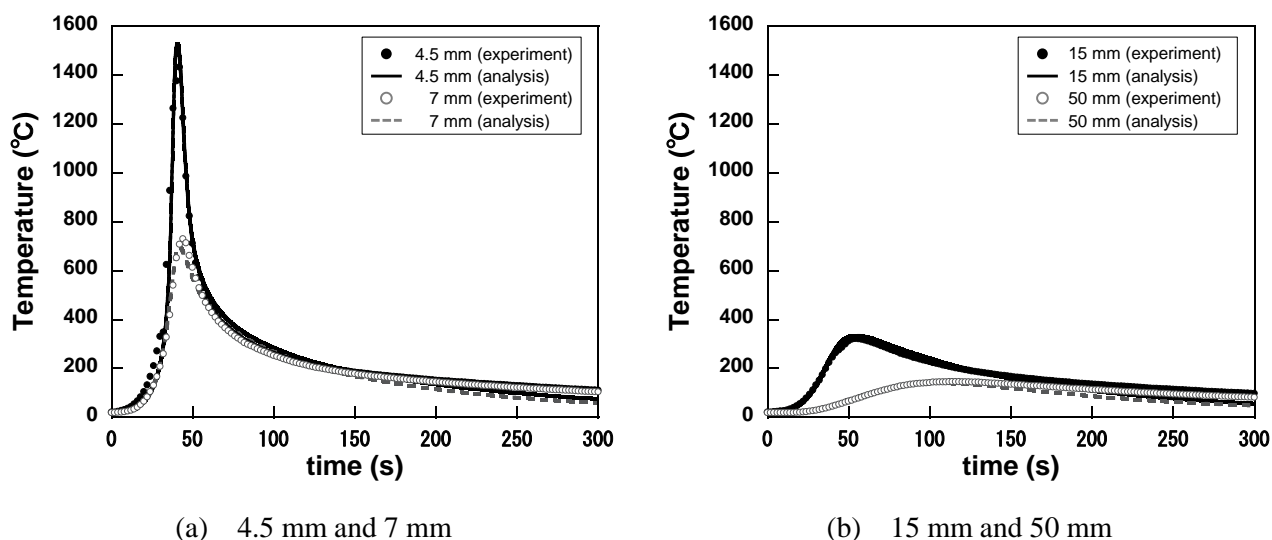


Fig. 5.18 Comparison of experimental and analytical result of thermal history.

## 5.5 溶接中過渡応力のその場計測

### 5.5.1 実験要項

#### (a) 供試材料

供試材料には Fig. 5.8 に示した引張試験片と同じ SM490A を用いた. 試験体寸法は 100 mm × 100 mm × 10 mm であり, 温度 600 °C, 保持時間 6 時間の条件で熱処理を行った. 熱処理時に生じた表面酸化膜を研磨紙で削り落とした後, 応力測定を行う試験片中央部に電解研磨を施し表面の研磨層を除去した.

## (b) 溶接条件

溶接法はGTA溶接によるビードオンプレートとし、電極は直径3.2 mmの2%酸化セリウム入りタングステン電極を使用し、突き出し長さは5 mmとした。溶接条件は溶接電流150 A、溶接速度1 mm/s、アーク長3 mm、シールドガス100 %Ar、シールドガス流量0.25 l/sとした。さらに、冷却速度を遅くする目的で試験体と水冷銅板との間に板厚3 mmのステンレス板を1枚挟んだ。

## (c) その場計測条件

応力のその場測定は溶接金属部(溶接線中央)、熱影響部(溶接線中央から4.5 mm)、母材部(溶接線中央から15 mm)に対して行い、溶接線方向と溶接線直交方向の応力を測定した。測定はアークの点弧と同時に開始し、0.1 s間隔で300 s行った。測定の際、試験体を入射ビームに対し5 deg傾けているが、照射領域は溶接線方向に1 mm、溶接線直交方向に0.5 mmになるようスリットで制御した。測定はアークの点弧と同時に開始し、0.1 s間隔で300 s測定を行った。

## (d) ラボX線による測定条件

ラボX線による応力計測にはRigaku社製のAutoMATEを用いた。検出器は1次元検出器(PSPC)であり、Cr-K $\alpha$ 線の{211}回折面を用いた。照射領域はコリメータで直径1 mmに制限し、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$ 法を用いて応力算出を行った。

## (e) 溶接中の相変態挙動の観察方法

本研究では混合材料中のある相の回折強度がその体積比に比例することを利用し、回折強度の変化から、フェライト相とオーステナイト相の体積比を評価した<sup>31)</sup>。フェライト相とオーステナイト相の2相からなる混合組織の場合、各相の体積比を $V_\alpha, V_\gamma$ 、混合層全体の線吸収係数を $\mu$ とすると、回折強度 $I_\alpha, I_\gamma$ は式(5.7)、式(5.8)のように表すことができる。

$$I_\alpha = K \frac{R_\alpha}{2\mu} V_\alpha \quad (5.7)$$

$$I_\gamma = K \frac{R_\gamma}{2\mu} V_\gamma \quad (5.8)$$

式(5.7), 式(5.8)の比をとると, 式(5.9)となる.

$$\frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}} = \frac{R_{\gamma}}{R_{\alpha}} \cdot \frac{V_{\gamma}}{V_{\alpha}} \quad (5.9)$$

ここで, 2相から構成される混合組織であるので, 体積比の合計は式(5.10)と表すことができる.

$$V_{\alpha} + V_{\gamma} = 1 \quad (5.10)$$

すると, オーステナイトの体積比  $V_{\gamma}$  は式(5.11)として求めることができる.

$$\frac{1}{V_{\gamma}} = 1 + \frac{R_{\gamma}}{R_{\alpha}} \cdot \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}} \quad (5.11)$$

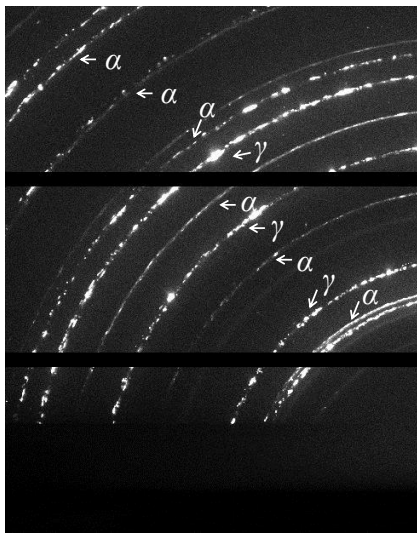
なお, 式(5.7)中の  $K$  は材料に無関係な定数であり,  $R$  は式(5.12)のように表される.

$$R = \frac{1}{v^2} |F|^2 pLP \exp(-2M) \quad (5.12)$$

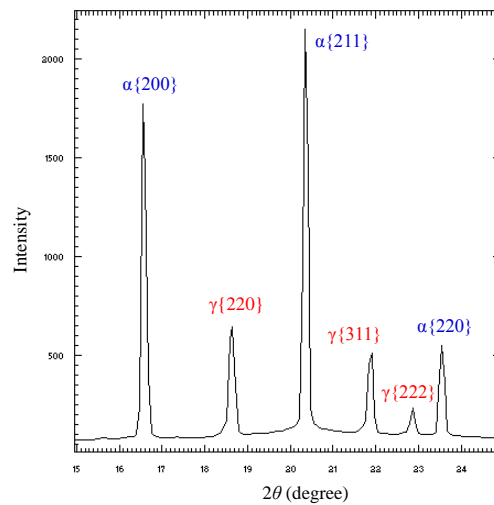
$v$ : 単位格子の体積                       $p$ : 多重度因子  
 $F$ : 構造因子                               $e^{(-2M)}$ : 温度因子

式(5.11)の中には未知の定数  $K$  や線吸収係数を  $\mu$  が含まれないため, 標準試料がなくとも各相の回折強度から体積比を求めることが空出来る.

本研究では, 回折強度の変化を PILATUS-300K(Fig. 5.1 中の Ditecter 3)の画像を用いて評価した. PILATUS-300K から得られる Fig. 5.19 (a)のような複数の回折リングの画像をフランスの放射光施設 ESRF で開発された1次元および2次元のデータ解析用プログラムである Fit2d を用いて Fig. 5.19 (b)のように1次元化した. なお, 集合組織, 粗大粒の影響を軽減するため, 複数の回折の組み合わせから体積比を評価し, その平均値を用いた. 用いた回折面は  $\alpha\{200\}$ ,  $\{211\}$ ,  $\{220\}$ ,  $\gamma\{220\}$ ,  $\{311\}$ ,  $\{222\}$  であり, 温度因子は文献値<sup>32)</sup>を用いた.



(a) Two-dimensional image



(b) One-dimensional image

Fig. 5.19 Change of the diffraction image from two-dimensional image to one-dimensional image.

## 5.5.2 実験結果

### (a) 溶接中の相変態挙動

PILATUS-300K で得られた回折からオーステナイト相の体積比を算出し、温度履歴との対応を示したグラフを Fig. 5.20 に示す。なお、供試材料である SM490A では溶接後に残留オーステナイト相が検出されることはほとんどないが、Fig. 5.20 では冷却された後もオーステナイト相が 10 % 程度残留している。これは、測定部に生じた粗大粒の影響により回折ピークが乱れ、回折角が近いセメントナイトなどの炭化物の回折とオーステナイトの回折ピークを正確に分離できていなかった可能性がある。ただし、溶接試験体に対しラボ X 線で解析したが、オーステナイト相の回折は検出されなかったことから、本研究では 10 % 未満は無視し、オーステナイト相が 10 % 未満になった際に相変態が完了したとした。

Fig. 5.20 より、溶接金属部(WM)では溶接トーチが計測点直上通過後(40 s)、冷却されるに伴い約 620 °C オーステナイト→フェライト相変態が始まり、約 436 °C で相変態が完了した。一方、熱影響部(HAZ)では冷却されるに伴い約 710 °C でオーステナイト→フェライト相変態が始まり、約 451 °C で相変態が完了した。熱影響部に比べ溶接金属部の相変態開始温度が低い、これは溶接金属部の方が冷却速度が速く、相変態開始温度が低くなったためと考えられる<sup>33)</sup>。さらに、数値解析によって熱影響部から母材部までの温度履歴は正確に評価できているものの、溶接金属においては正確に評価しきれなかった可能性も考えられる。

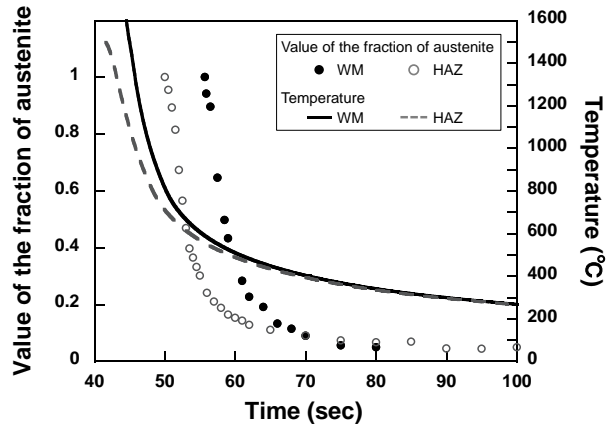


Fig. 5.20 Relations between phase transformation behavior and thermal history at cooling process.

(b) 溶接中の応力変化

溶接後の試験片に対しラボ X 線により応力を評価した結果を Fig. 5.21 に、溶接中過渡応力のその場計測の結果を Fig. 5.22 から Fig. 5.26 に示す。Fig. 5.22 に示すように、いずれの測定箇所においても、十分冷却された後(300 s)の応力値はラボ X 線による測定結果と良好に一致している。このことから、本研究で構築したその場計測システムによりラボ X 線での評価とほぼ同じ精度で応力を評価できており、溶接中の応力も精度よく評価できていると考えられる。

次に、相変態中の応力変化に注目する。Fig. 5.22 から Fig. 5.25 より、溶接金属部(WM)、熱影響部(HAZ)では溶接線方向、溶接線直交方向どちらにおいてもフェライト→オーステナイト変態が始まるとフェライト相に引張応力が、オーステナイト相に圧縮応力が加わっていることが、オーステナイト→フェライト変態が始まるとオーステナイト相に引張応力が、フェライト相に圧縮応力が加わっていることが確認できる。これは、各相の機械的特性や相変態に起因した相応力(内部応力)であると考えられる。そこで、次節において相変態中に各相に加わる相応力について検討する。

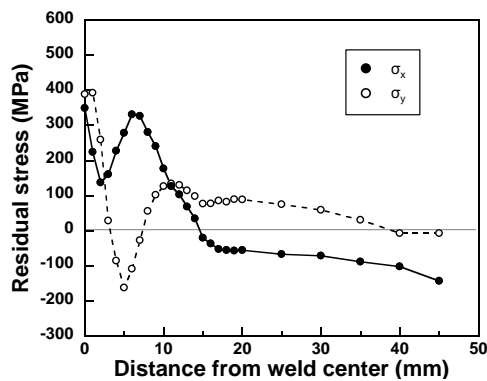
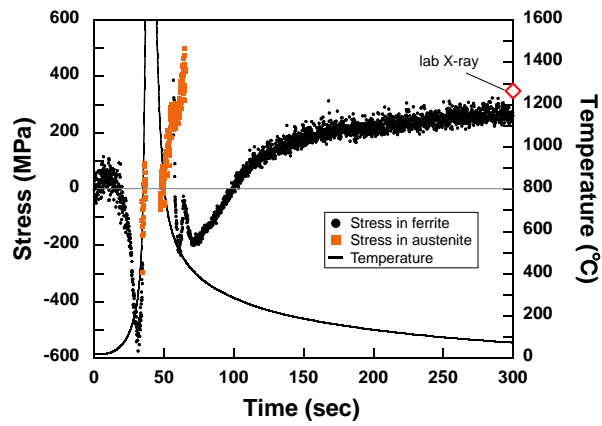
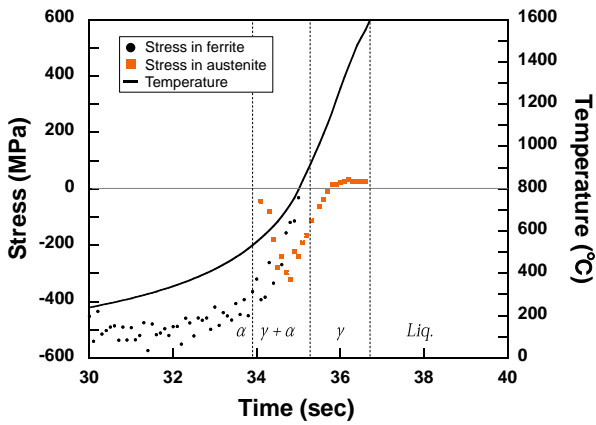


Fig. 5.21 Residual stress distribution from weld metal to base metal evaluated by lab X-ray.

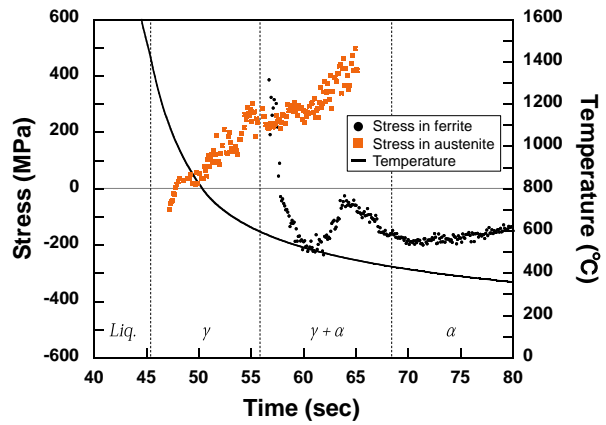




(a) General view

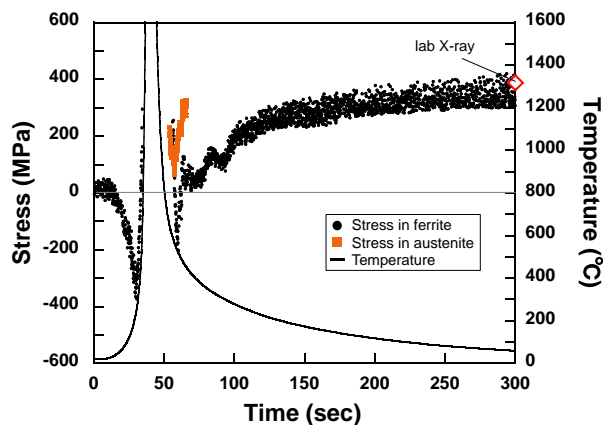


(b) Enlarged view (heating)



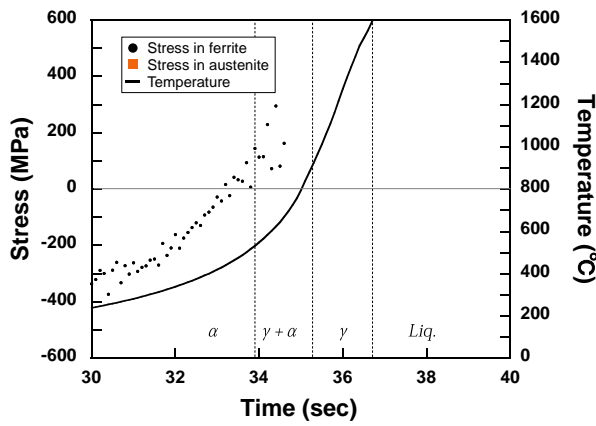
(c) Enlarged view (cooling)

Fig. 5.22 Change of stresses in longitudinal direction during TIG welding process in WM.

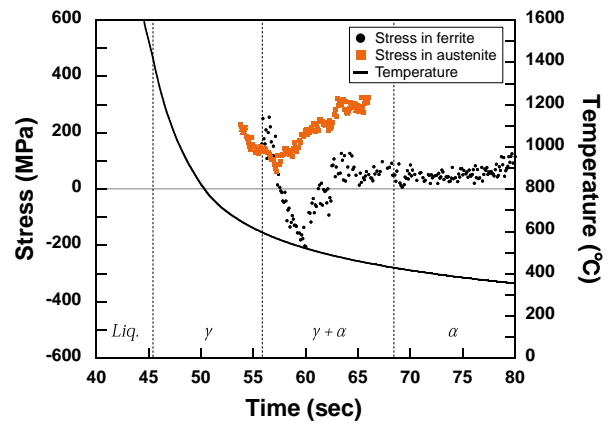


(a) General view

Fig. 5.23 Change of stresses in transverse direction during TIG welding process in WM.

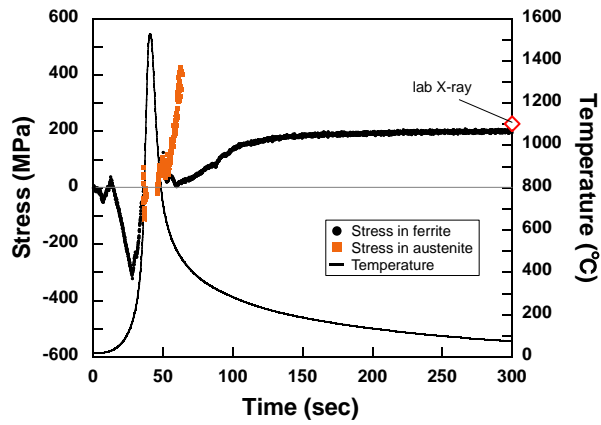


(b) Enlarged view (heating)

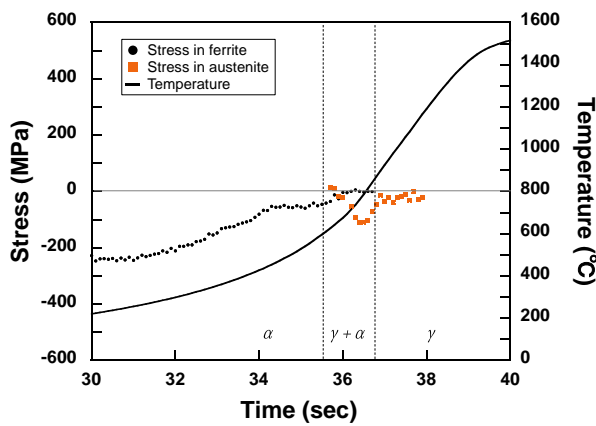


(c) Enlarged view (cooling)

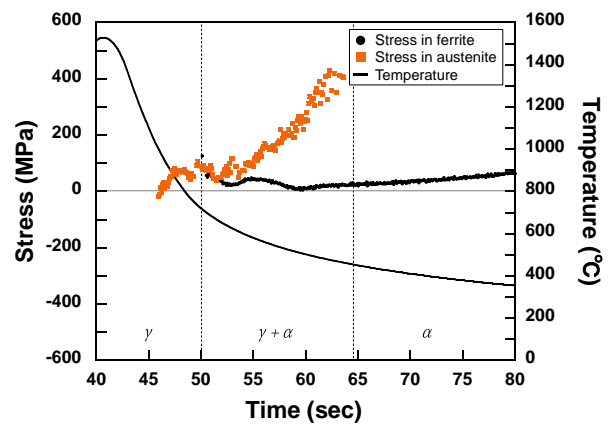
Fig. 5.23 Continued.



(a) General view

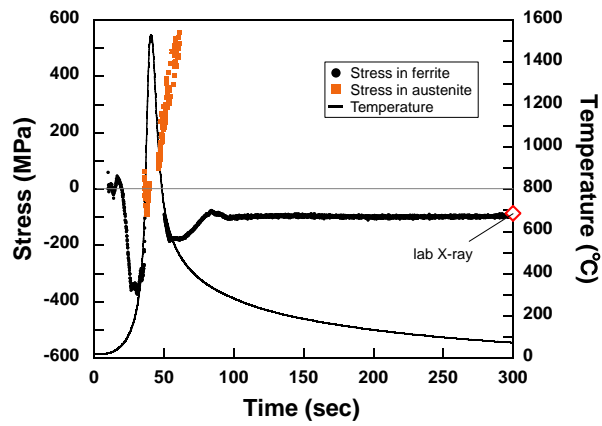


(b) Enlarged view (heating)

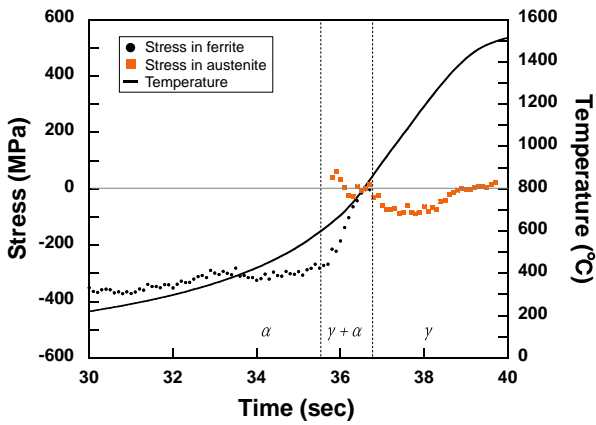


(c) Enlarged view (cooling)

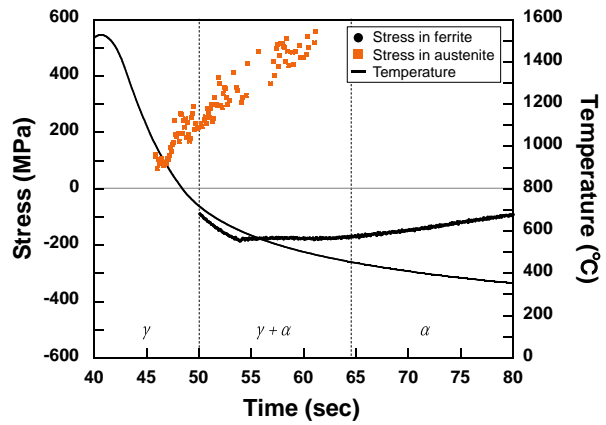
Fig. 5.24 Change of stresses in longitudinal direction during TIG welding process in HAZ.



(a) General view

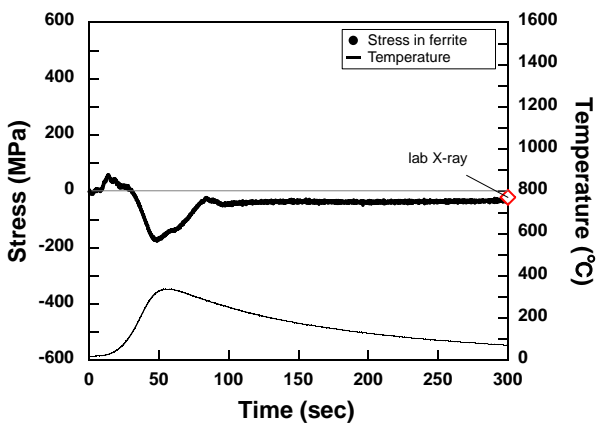


(b) Enlarged view (heating)

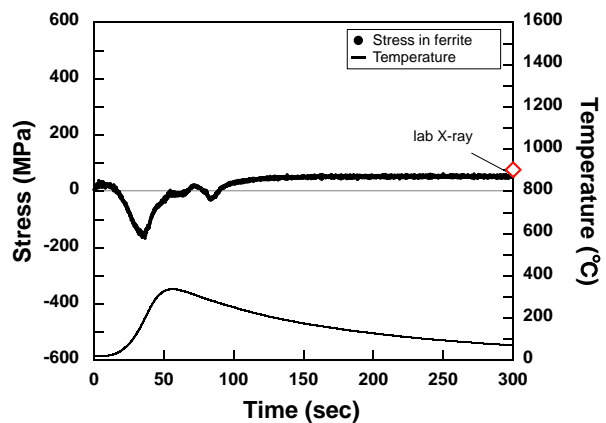


(c) Enlarged view (cooling)

Fig. 5.25 Change of stresses in transverse direction during TIG welding process in HAZ.



(a) Longitudinal direction



(b) Transverse direction

Fig. 5.26 Change of stresses during TIG welding process in BM.

### (c) オーステナイト相およびフェライト相に加わる相応力

複数の相を有する材料においては各相の機械的特性の差や、相変態による体積変化、合金元素の拡散などにより内部応力(相応力)が生じる。混合材料における相応力の問題に対しては Reuss モデル<sup>34)</sup>、Voigt モデル<sup>35)</sup>、Eshelby の等価介在物モデル<sup>36)</sup>、森・田中理論<sup>37)</sup>、セルフコンシステントモデル<sup>38)</sup>の5つの代表的なモデル、理論を用いて議論が行われており<sup>39-41)</sup>、X線や放射光などの回折線を用いて相応力を実験的に評価する試みも行われている<sup>42-45)</sup>。さらに近年では、中性子を用いて相変態中の相応力の変化をリアルタイムに追従しようとする試みも行われている<sup>46-48)</sup>。それらの知見によれば、鉄系材料における相変態時の相応力の主な発生原因は、各相の熱膨張係数の差、相変態による体積変化、および、合金元素の拡散の3つとされている。ただし、焼入れや溶接のように冷却速度が速い場合は合金元素の拡散を除く2つになる<sup>48)</sup>。以下に熱膨張係数の差、および、相変態による体積変化に起因した相応力の生成メカニズムについて述べる。

まず、熱膨張係数の差に起因した相応力の生成メカニズムの模式図を Fig. 5.27 に示す。オーステナイト/フェライト混合組織が加熱される場合、熱膨張係数の大きなオーステナイト相はフェライト相よりも大きく膨張しようとする。この時、オーステナイト相とフェライト相は互いに連続であるため、互いに变形し、オーステナイト相に圧縮応力が、フェライト相に引張応力がそれぞれ生じる。一方、オーステナイト/フェライト混合組織が冷却される場合、オーステナイト相がより大きく収縮するため、オーステナイト相に引張応力が、フェライト相に圧縮応力がそれぞれ生じる。

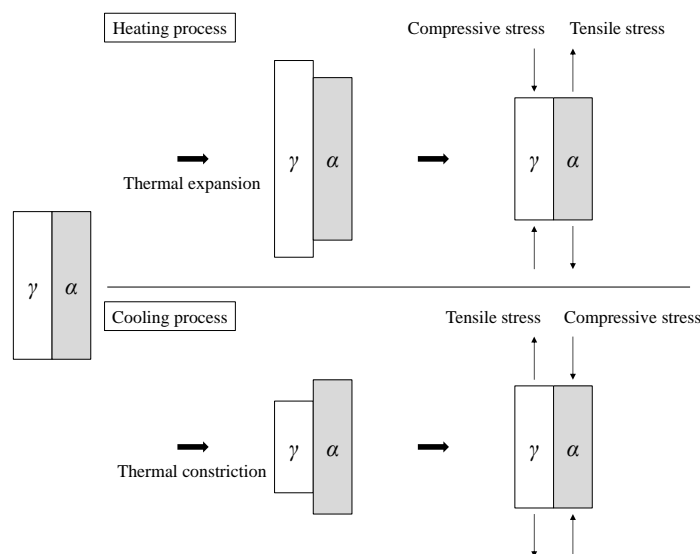


Fig. 5.27 Schematic image of the internal stress due to the difference of thermal expansion rate between ferrite and austenite.

次に、相変態に起因した相応力の生成メカニズムの模式図を Fig. 5.28 に示す。フェライト相がオーステナイト相に変態する際、各相の充填率の差からオーステナイト相の体積はフェライト相よりも小さくなる。この時、先ほどと同様にオーステナイト相とフェライト相は互いに連続であろうとするため、互いに變形し、オーステナイト相に引張応力が、フェライト相に圧縮応力がそれぞれ生じる。同様に、オーステナイト相がフェライト相に変態する際、フェライト相の体積はオーステナイト相よりも大きくなり、オーステナイト相に引張応力が、フェライト相に圧縮応力がそれぞれ生じる。

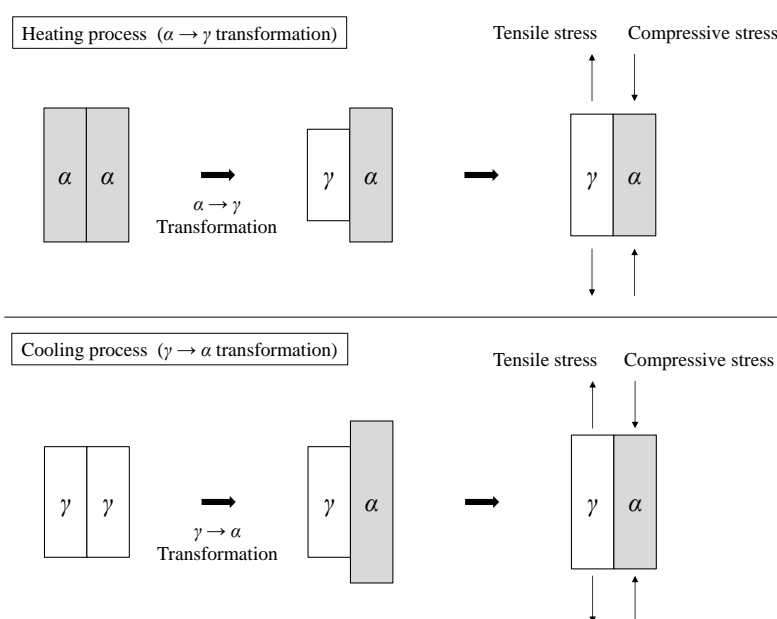


Fig. 5.28 Schematic image of the internal stress due to phase transformation from austenite to ferrite.

以上のように、加熱時のフェライト $\rightarrow$ オーステナイト変態では、熱膨張係数の差に起因した相応力が、オーステナイト相には圧縮応力として、フェライト相には引張応力として生じ、相変態に起因した相応力が、オーステナイト相には引張応力として、フェライト相には圧縮応力として加わる。その場計測結果では、オーステナイト相に圧縮応力が、フェライト相に引張応力が加わっていることが確認できるが、この結果は両者の相応力が重畳した結果であると考えられる。ここで、Tomotaらは低合金鋼の加熱過程において、拡散した炭素がオーステナイト相へ集中し、体積膨張が生じることでオーステナイト相に圧縮応力が加わることを報告している<sup>46)</sup>。しかし、溶接のように温度変化が非常に速い場合においても、体積膨張を生じさせるほどの炭素の集中が生じるかは定かでない。そのため、加熱過程のその場観察結果については、さらなる検討が必要である。一方、冷却時のオー

オーステナイト→フェライト変態では、オーステナイト相に引張応力が、フェライト相に圧縮応力が相応力としてそれぞれ加わる。つまり、溶接金属部および熱影響部における相変態中に確認されたオーステナイト相への引張応力と、フェライト相への圧縮応力は熱膨張係数の差、および、相変態による体積変化に起因した相応力と判断でき、その場計測結果は相変態中の相応力の変化を観察できていると判断できる。

## 5.6 結言

本章では、新たな試みとして X 線応力測定法の非破壊計測という特徴を活かし放射光，溶接中過渡応力のその場計測を試みた。本研究では放射光を利用し，溶接システムと 3 台の 2 次元検出器から構成される時間分解能に優れた溶接過渡応力のその場計測システムを構築し，SM490A を対象に溶接中過渡的の計測を行った。以下に本研究で得られた知見を示す。

- 1) 高温引張試験を利用したその場計測システムの検証において，高温域においても負荷応力に対し  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法の傾きは線形的に変化しており，高温域でも精度よく応力算出が可能であることが示された。
- 2) 供試材料である SM490A の X 線の弾性定数の温度依存性を評価したところ，機械的な弾性定数の温度依存性とほぼ同じ傾向を示した。
- 3) 母材部，熱影響部，溶接金属部のいずれの計測点においても十分冷却された後の応力値はラボ X 線で評価した応力値と良好に一致しており，構築したシステムによりラボ X 線による計測とほぼ同じ精度で応力を計測できていると判断できる。
- 4) 1 回の計測から  $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法により応力算出できるシステムを構築することで，熱膨張による格子定数の変化の影響を大きく受けることなく，溶接中の応力変化を評価することが出来た。
- 5) 熱影響部および溶接金属部において，相変態中の各相に加わる応力の変化挙動をそれぞれ独立して評価することができ，フェライト→オーステナイト変態中にはオーステナイト相に圧縮応力が，フェライト相に引張応力が加わることが確認され，オーステナイト→フェライト変態中にはオーステナイト相に引張応力が，フェライト相に圧縮応力が加わることが確認された。
- 6) オーステナイト→フェライト変態中の相応力を考えた場合，熱膨張係数の差と相変態による体積膨張によりオーステナイト相には引張応力が加わり，フェライト相には圧縮応力が加わるが，その場計測結果はこれらの傾向と合致した。

## 参考文献

- 1) J. W. Elmer, J. Wong, and T. Ressler, "In situ observations of phase transformations during solidification and cooling of austenitic stainless steel welds using time-resolved X-ray diffraction", *Scripta Materialia*, Vol.43, No. 8, (2000) pp. 751-757.
- 2) J. W. Elmer, T. A. Palmer, S. S. Babu, W. Zhang and T. Debroy, "Direct observations of austenite, bainite, and martensite formation during arc welding of 1045 steel using time-resolved X-ray diffraction", *Welding Journal*, Vol. 83, No. 9, (2004) pp. 244-253.
- 3) J. W. Elmer, T. A. Palmer, S. S. Babu, W. Zhang and T. Debroy, "Phase transformation dynamics during welding of Ti-6Al-4V", *Journal of Applied Physics*, Vol. 95, No.12, (2004) pp. 8327-8339.
- 4) S. S. Babu, J. W. Elmer, J. M. Vitek and S. A. David, "Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe-C-Al-Mn steel welds", *Acta Materialia*, Vol.50, No. 19, (2002) pp. 4763-4781.
- 5) T. A. Palmer, J. W. Elmer and S. S. Babu, "Observations of ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel spot welds using time resolved X-ray diffraction", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 374, No.1-2, (2004) pp. 307-321.
- 6) J. Wong, T. Ressler, J. W. Elmer, "Dynamics of phase transformations and microstructure evolution in carbon-manganese steel arc welds using time-resolved synchrotron X-ray diffraction", *Journal of Synchrotron Radiation*, Vol. 10, No. 2, (2003) pp.154-167.
- 7) Y. Komizo, T. Osuki, M. Yonemura and H. Terasaki, "Analysis of primary weld solidification in stainless steel using X-ray diffraction with synchrotron radiation", *Transactions of the Welding Research Institute*, Vol. 33, No. 2, (2004) pp. 143-146.
- 8) Y. Komizo, H. Terasaki, M. Yonemura and T. Osuki, "In-situ observation of steel weld solidification and phase evolution using synchrotron radiation", *Transactions of the Welding Research Institute*, Vol. 34, No. 2, (2005) pp. 51-56.
- 9) Y. Komizo, H. Terasaki, M. Yonemura and T. Osuki, "Development of in-situ microstructure observation techniques in welding", *Welding in the World*, Vol. 52 No. 5, (2008) pp. 56-63.
- 10) Y. Komizo, "In situ microstructure observation techniques in welding", *Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 77, No. 4, (2008) pp. 290-295.

- 11) Y. Komizo and H. Terasaki, "In-situ Observation of Weld Solidification and Transformation Using Synchrotron Radiation", *Tetsu to Hagane*, Vol. 94, No.1, (2008) pp. 1-5.
- 12) T. Osuki, M. Yonemura, K. Ogawa, Y. Komizo, and H. Terasaki, "Verification of numerical model to predict microstructure of austenitic stainless steel weld metal using synchrotron radiation and transverse restraint testing", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 11, No. 1, (2006) pp. 33-42.
- 13) M. Yonemura, Y. Komizo and H. Toyokawa, "Development of in situ observation technique on solidification structure of weld metals by X-ray diffraction", *SPring-8 Research Frontier*, (2005) pp.129-130.
- 14) M. Yonemura, T. Osuki, H. Terasaki, Y. Komizo, M. Sato and A. Kitano, "In-situ observation for weld solidification in stainless steels using time-resolved X-ray diffraction", *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 2, (2006) pp. 310-316.
- 15) M. Yonemura, T. Osuki, H. Terasaki, Y. Komizo, M. Sato and H. Toyokawa, "Two-dimensional time-resolved X-ray diffraction study of directional solidification in steels", *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 9, (2006) pp. 2292-2298.
- 16) H. Terasaki, Y. Komizo, M. Yonemura and T. Osuki, "Time-resolved in-situ analysis of phase evolution for the directional solidification of carbon steel weld metal", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37A, No. 4, (2006) pp. 1261-1266.
- 17) H. Terasaki, T. Yamada and Y. Komizo, "Analysis of inclusion core under the weld pool of high strength and low alloy steel", *ISIJ International*, Vol. 48, No. 12, (2008) pp. 1752-1757.
- 18) H. Terasaki, K. Yanagita and Y. Komizo, "In-situ observation of solidification behavior of 14Cr-Ni steel weld", *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 27, No. 2, (2009) pp.118-121.
- 19) T. Hashimoto, H. Terasaki and Y. Komizo, "Effect of solidification velocity on weld solidification process of alloy tool steel", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 13, No. 4, (2008) pp. 409-414.
- 20) D. Zhang, H. Terasaki and Y. Komizo, "Morphological and crystallographic evolution of bainite transformation in Fe-0.15C binary alloy", *Microscopy Research and Technique*, Vol. 73, No.1, (2010) pp. 67-70.



- 21) A. Kromm, T. Kannengiesser and J. Gibmeier, "In Situ Studies of Phase Transformation and Residual Stresses in LTT Alloys. During Welding Using Synchrotron. Radiation", In-situ Studies with Photons, Neutrons and Electrons Scattering II, (2010) pp. 13-26.
- 22) Y. Muramatsu, S. Kuroda and H. G. Grob, "Detection of Strain Behavior during Phase-transformation in Welds by the Laser Speckle Method: Application of the Laser Speckle Method to Strain Measurement in the Welding Process (Report 3)", Journal of the Japan Welding Society, Vol.14, No.4 (1996) pp.741-747.
- 23) Y. Muramatsu, S. Kuroda and C. Shiga, "Strain Measurement during Welding Procedure: Application of the Laser Speckle Method to Strain Measurement in the Welding Process (Report 5)", Journal of the Japan Welding Society, Vol.20, No.4 (2002) pp.531-538.
- 24) Y. Muramatsu, S. Kuroda, J. Yamamoto and Y. Kim, "Detection of Phase-transformation during Welding Procedure: Application of the Laser Speckle Method to Strain Measurement in the Welding Process (Report 6)", Journal of the Japan Welding Society, Vol.22, No.1 (2004) pp.101-106.
- 25) Y. Muramatsu, S. Kuroda, J. Yamamoto and Y. Kim, "Low Transformation Temperature Materials and Welding Residual Stress: Application of the Laser Speckle Method to Strain Measurement in the Welding Process (Report 7)", Journal of the Japan Welding Society, Vol.22, No.1 (2004) pp.107-116.
- 26) JSMS committee on X-ray study on mechanical behavior of materials, "Standard method for X-ray stress measurement - steel", JSMSSD-5-02, (2002) pp. 5-16.
- 27) Division of X-Ray Stress and Strain Measurements Committee for X-Ray Study on Deformation and Fracture of Solid, "Dependence of lattice strain on diffraction plane measured by X-ray method: report of cooperative work of division", Journal of the Society of Materials Science, Vol. 20, No. 219, (1971) pp. 1257-1271.
- 28) R. K. Dutta, Huizenga, M. Amirthalingam, A. King, H. Gao, M.J.M. Hermans, I.M. Richardson, "In situ synchrotron diffraction studies on the temperature-dependent plane-specific elastic constants in a high-strength quenched and tempered structural steel", Scripta Materialia, Vol.69, No.2 (2013), pp.187-190.
- 29) K. Tanaka, T. Kurimura, E. Matsui and Y. Akiniwa, "X-ray measurement of residual stresses in sintered silicon nitride", Journal of the Society of Materials Science, Vol. 36, No. 417, (1987) pp. 817-822.

- 30) S. Okano, M. Tanaka and M. Mochizuki, "Arc physics based heat source modelling for numerical simulation of weld residual stress and distortion", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.16, No.3, (2011) pp. 209-214.
- 31) E. Laine, "A high-speed determination of the volume fraction of ferrite in austenitic stainless steel by EDXRD", *Journal of Physics F Metal Physics*, Vol. 8, No. 7, (1978) pp. 1343-1348.
- 32) M. Kawano and T. Ishida and N. Tani, "A Study on X-ray Stress Measurement at High Temperature Part 1", *Bulletin of the Nagasaki Institute of Applied Science*, Vol. 23, No. 2 (1978) pp.111-118.
- 33) Y. Kanetsuki and M. Katsumata, "Effects of Heating and Cooling Rate on Transformation. Behaviors in Weld Heat Affected. Zone of Low Carbon Steel", *Tetsu to Hagane*, Vol. 84, No. 2 (1998) pp.100-114.
- 34) A. Reuss, *Z. Angew. Math. Mech.* Vol. 9 (1929) pp.49-58.
- 35) W. Voigt, "Lehrbuch der Kristalphysik", Teubner. Berlin (1928) pp.962-963.
- 36) J. D. Eshelby, "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems", *The Royal Society*, Vol. 241A, No. 1226, (1957) pp. 376-396.
- 37) T. Mori and K. Tanaka, "Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions", *Acta Metallurgica*. Vol. 21, (1973) pp. 571–574.
- 38) E. Kröner, "Berechnung der Elastischen Konstanten des Vierkristalls aus den Konstanten des Einkristalls", *Zeitschrift Physik*, Vol.151 (1958) pp. 504-518.
- 39) Y. Kanetsuki, O. Kaida, M. Kaiso and M. Katsumata, "Effect of Applied Tensile Stress on the Transformation Behavior of Medium Carbon Low Alloy Steels", *The Iron and Steel*, Vol.77, No.6 (1991) pp.46-53.
- 40) H. Nozaki, Y. Uesugi, Y. Nishikawa and I. Tamura, "Analysis of phase transformation superplasticity by using continuum mechanics", *Journal of Japan Institute Metals*, Vol. 50, No. 1 (1986) pp.56-63.
- 41) K. Nagaoka and I. Hagiwara, "Theoretical analysis on the dilatometer curves of cast iron", *The Iron and Steel*, Vol. 53, No. 2 (1967) pp.131-146.
- 42) M. Onink, C.M. Brakman, F.D. Tichelaar, E. J. Mittemeijer, S. Van der Zwaag and J.H. Root, "The Lattice-Parameters of Austenite and Ferrite in Fe-C Alloys as Functions of Carbon Concentration and Temperature", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 29, No. 8 (1993) pp.1011-1016.
- 43) H. Miyagawa, S. Oyama and A. Oda, "X-Ray Stress Measurement of Two-Phase Stainless Steel", *Journal of the Society of Materials Science*, Vol. 30, No. 330 (1981) pp.222-227.

- 44) H. Hirose and T. Sasaki, "Macro and Micro Residual Stresses in Ground Layer of ( $\alpha$ + $\gamma$ ) Dual Phase Stainless Steel", *Journal of the Society of Materials Science*, Vol. 48, No. 7 (1999) pp.692-698.
- 45) N. Tani, M. Kawano and T. Ishida, "A Study on X-ray Stress Measurement at High Temperature Part 2", *Bulletin of the Nagasaki Institute of Applied Science*, Vol. 23, No. 2 (1978) pp.119-125.
- 46) P.G. Xua, Y. Tomota, P. Lukas, O. Muransky and Y. Adachi, "Austenite-to-ferrite transformation in low alloy steels during thermomechanically controlled process studied by in situ neutron diffraction", *Materials Science and Engineering A*, Vol.435 (2006) pp.46-53.
- 47) Y. Tomota, P.G. Xu, T. Kamiyama and E.C. Oliver, "In situ TOF neutron diffraction during phase transformation in an engineering steel", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A*, Vol.600 (2009) pp.313-315.
- 48) P.G. Xua, Y. Tomota, S.C. Volgen, T. Suzuki, M. Yonemura and T. Kamiyama, "Transformation strain and texture evolution during diffusional phase transformation of low alloy steels studied by neutron diffraction", *Reviews Advanced Materials*, Vol.435 (2013) pp.389-395.

## 第6章 総括

溶接残留応力は溶接構造物の健全性や信頼性に大きく影響するが、溶接残留応力に対してより効果的な対策を施すには、溶接終了後の状態としての残留応力の把握に加え、溶接中の過渡的な応力変化を捉え、残留応力の生成過程も把握することが重要である。そこで本研究では、溶接残留応力の評価手法として、X線応力測定法が適用可能であることを示すとともに、X線応力測定法の非破壊的計測という特徴を活かした溶接過渡応力のその場計測の実現を目的として検討を行った。以下に検討内容と得られた成果を示す。

第1章では、溶接残留応力の構造物への影響について述べ、溶接部の残留応力とその生成過程を評価することの重要性を述べた。そして、溶接残留応力評価手法としてのX線応力測定法の現状について確認し、溶接部にX線応力測定法を適用するには溶接部に生じる粗大粒・集合組織への対策が必要不可欠であることを述べた。さらに、課題解決のための先行研究について整理し、溶接部において、粗大粒に対しては試料揺動法が、集合組織に対しては測定上の制約がもっとも小さいと考えられる Honda らの手法が適用可能であることを述べた。

第2章では、第1章で述べた粗大粒・集合組織に対する先行知見を溶接部に対して適用し、溶接部に対してもそれらの知見を適用可能であるか、4点曲げ試験を用いた実験により検討した。検討は粗大粒のみを有する SM490YB の溶接部と、粗大粒と集合組織のどちらも有する SUS316L の溶接部を対象に行い、任意の負荷を溶接部に加えた際の負荷応力と X線応力測定結果との関係について検討した。その結果以下の結論が得られた。

- 1) 粗大粒のみ生じていた SM490YB の溶接部では、揺動法を用いることで溶接部に生じた応力(負荷応力)を X線応力測定法により正確に評価できた。また、揺動法は対象の応力状態の影響をほとんど受けなため、多軸応力状態であっても適用可能である。そのため、溶接部に生じる粗大粒の問題は揺動法を用いることで解決できる。一方で、粗大粒と集合組織が重畳した SUS316L の溶接部に対しては、揺動法の効果は小さく、揺動法だけでは X線による応力測定が困難であった。
- 2) 粗大粒と集合組織が重畳した SUS316L の溶接部において、1軸応力状態であれば揺動法と

Honda らの手法を組み合わせた測定を行うことで、X 線応力測定法により溶接部に生じた応力を正確に評価できた。しかし、多軸応力状態になる場合では、溶接部に生じた応力を正確に評価できず、溶接部に生じる集合組織の問題は Honda らの手法を適用するだけでは解決できなかった。

- 3) 今日までに提案されている集合組織への対策手法はいずれも 1 軸応力状態の集合組織を対象としており、多軸応力状態となりやすい溶接部に対してはそのまま適用することができない。そのため、溶接部に対して X 線応力測定法を適用するには、多軸応力状態の集合組織における応力測定法の構築が必要不可欠であることが分かった。

第 3 章では、Honda らが提案した平均格子ひずみの考え方を溶接部に対して適用し、多軸応力状態の集合組織に対しても適用が可能な新しい X 線応力測定法を構築するため、溶接部に生じた集合組織に多軸応力が加わった際の結晶粒の変形挙動について検討した。任意の多軸応力状態の再現には溶接試験体より作成した Lz 試験片を用いた。そして、結晶粒の変形挙動を考慮した新しい応力算出法を提案し、提案手法の効果について検討した。その結果以下の結論が得られた。

- 1) 溶接試験体より作成した Lz 試験片に対し、任意の応力を加えた際の回折角  $2\theta$  と  $\sin^2\psi$  の関係を溶接線方向、溶接線直交方向に対し評価したところ、どちらの方向においても結晶粒の変形挙動は Reuss モデルに従うとした場合の結果に近い挙動を示した。このことから、溶接部に生じた集合組織に含まれる結晶粒の変形挙動は応力状態に関わらず Reuss モデルに従うと判断できる。
- 2) 結晶粒の変形挙動は Reuss モデルに従うという仮定の下、反復計算法を利用した多軸応力状態の集合組織における応力算出法を提案した。提案手法により、結晶の存在確率と直交する 2 方向の測定結果を与えることで、水平面内の応力 3 成分を算出することが出来る。
- 3) 提案手法と Honda らの手法を用い、第 2 章の Lz 試験片に対する 4 点曲げ試験の結果を改めて評価したところ、Honda らの手法では 1 軸応力状態でのみ正確に応力算出が可能であったが、提案手法では応力状態にかかわらず、集合組織を有する溶接部の応力を正確に評価できた。

第 2 章では、粗大粒を有する溶接部に対しては揺動法が効果的であることを示し、第 3 章では、集合組織を有する溶接部における応力算出法を提案した。そこで、第 4 章では溶接時に相変態が生

じない材料、および、生じる材料に GTA 溶接によるビードオンプレートを施工した溶接試験体に対して前章で提案した X 線応力測定法を適用し、溶接部の残留応力を評価する。そして、X 線応力測定結果とひずみゲージによる応力弛緩法の結果を比較し、X 線応力測定法により溶接部の残留応力を正確に評価できるか検討した。その結果以下の結論が得られた。

・ SM490YB 溶接試験体について、

- 1) 溶接電流 50 A で溶接された試験体では、X 線応力測定結果はマルテンサイト変態時の変態膨張に伴う応力軽減が確認できるなど、溶接残留応力に関する従来知見に従う結果となった。さらに、X 線応力測定結果と応力弛緩法との比較において、両者は良好に一致した。
- 2) 溶接電流 100 A で溶接された試験体では、X 線応力測定結果と応力弛緩法の比較において、母材部では両者は良好に一致したが、溶接金属部、熱影響部では両者は大きく乖離した。
- 3) 板厚内部の応力変化が小さい場合には、X 線応力測定結果と応力弛緩結果は良好に一致し、板厚内部に大きな応力変化を伴う場合、両者の結果は乖離する。ただし、お互いのゲージボリュームを近づけることで両者の応力は近づいたことから、100 A で溶接された試験体においても、X 線応力測定法により表面近傍の応力を正確に評価できていたと判断できる。

・ SUS316L 溶接試験体について、

- 4) 溶接線中央部の溶接線方向応力は一般的に材料の降伏応力程度の高い引張残留応力となるが、 $2\theta\text{-sin}^2\psi$  法により評価された場合、SUS316L の降伏応力を明らかに超えるものであった。しかし、提案手法により評価された場合、降伏応力と同程度となった。このことから、前章で提案した手法が集合組織を有する溶接部の応力測定に効果的であると判断できる。
- 5) 提案手法を用いて得られた X 線応力測定結果は応力弛緩法により評価した結果と良好に一致した。このことから、これまで困難とされてきた集合組織を有する溶接部においても、集合組織の影響を考慮した測定を行うことで X 線応力測定が可能であると言える。

今日まで、X 線応力測定法は溶接部に対して適用が困難であるとされてきたが、第 2 章から第 4 章までの検討から、X 線応力測定法により溶接後に残留する応力を正確に評価できることが確認できた。そこで、第 5 章では溶接過渡応力を評価するために、X 線応力測定法の非破壊計測という特徴を活かし、溶接過渡応力のその場計測システムを構築し、溶接中の過渡的な応力変化の評価を目

指した。本研究では放射光を利用し、溶接システムと3台の2次元検出器から構成される時間分解能に優れた溶接過渡応力のその場計測システムを構築し、SM490Aを対象に溶接中過渡的の計測を行った。その結果以下の結論が得られた。

- 1) 1回の計測から $2\theta\text{-sin}^2\psi$ 法による応力算出が可能なシステムを構築することで、熱膨張による格子定数の変化の影響を大きく受けることなく、溶接中の応力変化挙動を評価することが出来た。そして、母材部、熱影響部、溶接金属部のいずれの計測点においても十分冷却された後の応力値はラボ X 線で評価した応力値と良好に一致していた。
- 2) 熱影響部および溶接金属部において、相変態中の各相に加わる応力の変化挙動をそれぞれ独立して評価することができ、フェライト→オーステナイト変態中にはオーステナイト相に圧縮応力が、フェライト相に引張応力が加わることが確認され、オーステナイト→フェライト変態中にはオーステナイト相に引張応力が、フェライト相に圧縮応力が加わることが確認された。
- 3) オーステナイト→フェライト変態中の相応力を考えた場合、熱膨張係数の差と相変態による体積膨張によりオーステナイト相には引張応力が加わり、フェライト相には圧縮応力が加わるが、その場計測結果はこれらの傾向と合致した。

以上のように、溶接部に適用が困難であるとされてきた X 線応力測定法を用いて、高精度に溶接部の残留応力を評価できることを示し、今日広く用いられている応力弛緩法と同等の結果を得ることができることを明らかにした。さらに、X 線応力測定法の非破壊的計測という特徴を活かした溶接中の過渡応力のその場計測システムを構築し、相変態中の各相に加わる相応力を評価できることを示した。これにより、溶接中の相変態、回復などに伴う詳細な応力挙動・残留応力生成メカニズムの解明に向けた検討に大きく寄与することが期待される。

## 本研究に関する業績一覧

### 研究論文

- 1) 辻明宏, 橋本匡史, 岡野成威, 望月正人, “溶接残留応力場における主応力の変化に関する考察”, 材料, Vol.62, No.7, (2013) pp.424-429.
- 2) A. Tsuji, S. Okano and M. Mochizuki, “Method of X-ray residual stress measurement for phase transformed welds”, Welding in the World, Vol.59, No.4, (2015) pp.577-583
- 3) A. Tsuji, S. Okano and M. Mochizuki, “Improving accuracy of X-ray stress measurement in welds with texture”, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.33, No.2, (2015) pp.25-29

### 国際会議録(査読付き)

- 1) A. Tsuji, S. Okano and M. Mochizuki, “Calculating stress in texture under multi-axis stress state for X-ray stress measurement on welds”, ICONE23-1890, Chiba, Japan, May, 2015.

### 国際会議録(査読なし)

- 1) A. Tsuji, S. Okano and M. Mochizuki, “Improving reliability of X-ray residual stress measurement on phase transformed welds”, 66th IIW Annual Assembly, Essen, German, September, 2013
- 2) A. Tsuji, S. Okano and M. Mochizuki, “Improving accuracy of X-ray stress measurement in welds with texture”, Visual-JW, Osaka, Japan, November, 2014

### 国内会議録

- 1) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “溶接金属部の X 線的弾性定数の異方性を考慮した X 線回折法による溶接残留応力評価”, 日本保全学会第 10 回学術講演会, 大阪, 2013 年 7 月
- 2) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “相変態が生じた溶接部における X 線応力測定法の高信頼性化”, JIW 第 10 委員会・溶接構造研究委員会, 東京, 2013 年 7 月
- 3) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “構造用材料溶接部への X 線応力測定法の適用に関する検討”, 日本非破壊検査協会平成 25 年度第 39 回非破壊検査に関する研究発表会, 東京, 2013 年 8 月
- 4) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “鋼溶接部の X 線的弾性定数の異方性を考慮した X 線応力測定の高信頼性化”, 平成 25 年度溶接学会秋季全国大会, 岡山, 2013 年 9 月



- 5) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “相変態を考慮した X 線応力測定法による残留応力評価”, 溶接学会第 212 回溶接冶金研究委員会, 兵庫, 2013 年 10 月
- 6) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “溶接部におけるひずみゲージと X 線応力測定の応力に関する比較研究”, 非破壊検査協会平成 26 年度秋季講演大会, 愛知, 2014 年 10 月
- 7) 辻明宏, 岡野成威, 望月正人, “集合組織を有する溶接部への X 線応力測定の適用に向けた検討”, 溶接構造シンポジウム, 大阪, 2014 年 12 月
- 8) 辻明宏, 望月正人, “溶接残留応力の非破壊的評価に向けた高精度応力評価手法の開発”, 関西原子力懇談会, 大阪, 2014 年 12 月

## 受賞歴

- 1) 一般社団法人溶接学会平成 24 年度溶接学会奨学賞, 2013 年 3 月
- 2) 日本非破壊検査協会平成 26 年度秋季講演大会, 新進, 賞, 2014 年 10 月
- 3) 日本学術振興会, 2015 年-2016 年特別研究員(DC2)採用, 2015 年 4 月