

令和5年度

文部科学省 国家課題対応型研究開発推進事業

原子力システム研究開発事業

原子炉自在設計のためのテーラード  
溶接シミュレーションシステムの構築

成果報告書

令和6年3月

国立大学法人 大阪大学

本報告書は、文部科学省の原子力システム研究開発事業による委託業務として、国立大学法人 大阪大学が実施した令和 3 年度～令和 5 年度「原子炉自在設計のためのテーラード溶接シミュレーションシステムの構築」の成果を取りまとめたものです。

## 目次

概略	vi
1. はじめに	1-1
2. 業務計画	
2.1 全体計画	2.1-1
2.2 各年度計画	2.2-1
3. 業務の実施内容および成果	
3.1 溶接割れ感受性評価試験と試験片作製	3.1-1
3.1.1 溶接割れ感受性評価試験とデータベース化【R3-R5】	3.1-1
3.1.2 溶接試験と材料特性評価【R3-R5】	3.1-9
3.1.3 任意化学組成試験片作製【R3-R5】	3.1-22
3.2 溶接プロセスシミュレーションモデルの構築【R3-R5】	3.2-1
3.3 応力腐食割れ感受性評価試験（再委託先：原子力機構）【R3-R5】	3.3-1
3.4 研究推進【R3-R5】	3.4-1
4. 結言	4-1

表一覧

表 3-1	市販材試験片の化学組成	3.1-2
表 3-2	任意化学組成試験片の化学組成	3.1-2
表 3-3	異材溶接試験片の化学組成	3.1-2
表 3-4	異材溶接試験での母材および溶接材料の化学組成	3.1-10
表 3-5	異材溶接試験での溶接条件	3.1-11
表 3-6	異材溶接試験片での母材と溶接材料の組合せ	3.1-11
表 3-7	X 線回折法の測定条件	3.1-14
表 3-8	異材溶接試験での溶接金属中の母材および溶接材料の割合	3.1-17
表 3-9	試験片の化学組成の分析結果	3.1-23
表 3-10	異材溶接試験片溶接金属部と任意化学組成試験片との対応	3.2-3
表 3-11	任意化学組成試験片の SCC き裂観察結果	3.3-3
表 3-12	異材溶接試験片(6 種類)の SCC き裂観察結果	3.3-4
表 3-13	異材溶接試験片(5 種類)の SCC き裂観察結果	3.3-7



図一覧

図 1-1	溶接中の材料・力学挙動	1-1
図 1-2	異材溶接での被溶接材料の混入	1-1
図 2-1	本研究での検討項目とフローチャート	2.1-1
図 2-2	全研究期間での計画と分担	2.2-1
図 2-3	令和 5 年度の計画と分担	2.2-1
図 3-1	トランスバレストレイン試験の概要図	3.1-2
図 3-2	割れ長さの計測と BTR の導出方法	3.1-2
図 3-3	トランスバレストレイン試験後の割れ分布	3.1-4
図 3-4	各試験片の最大割れ長さ	3.1-4
図 3-5	各試験片の BTR	3.1-5
図 3-6	BTR と $\Delta T$ の関係	3.1-6
図 3-7	拡張したシェフラ組織図中での BTR 分布図	3.1-6
図 3-8	Cr、Ni 量変化に伴う液相線、固相線、NbC 晶出温度の変化	3.1-7
図 3-9	Cr、Ni 量変化に伴う分配係数の変化	3.1-8
図 3-10	液体 Sn 急冷した試験片の EPMA 分析結果	3.1-8
図 3-11	液体 Sn 急冷した試験片の Nb 分布	3.1-9
図 3-12	ビードオンプレート溶接模式図	3.1-10
図 3-13	異材溶接試験の模式図	3.1-10
図 3-14	試験片の採取位置	3.1-12
図 3-15	拡張したシェフラ組織図中での化学組成範囲	3.1-13
図 3-16	V型開先異材溶接での各測定点における温度履歴	3.1-15
図 3-17	レ型開先異材溶接での各測定点における温度履歴	3.1-15
図 3-18	溶接ビードの断面組織	3.1-16
図 3-19	拡張したシェフラ組織図中の試験片の化学組成の分布	3.1-18
図 3-20	異材溶接試験片溶接金属部の組織形態（光学顕微鏡）	3.1-19
図 3-21	異材溶接試験片溶接金属部の組織形態（SEM）	3.1-19
図 3-22	溶接残留応力分布の比較	3.1-22
図 3-23	溶接プロセスシミュレーションモデルの概要	3.2-1
図 3-24	有限要素モデル	3.2-3
図 3-25	熱伝導解析で用いる母材の材料特性	3.2-3
図 3-26	熱弾塑性解析で用いる母材の材料特性	3.2-4
図 3-27	母材の応力-ひずみ関係（加工硬化特性）	3.2-4
図 3-28	熱伝導解析で用いる溶接金属部の材料特性	3.2-5
図 3-29	熱弾塑性解析で用いる溶接金属部の材料特性	3.2-6
図 3-30	溶接金属部の応力-ひずみ関係（加工硬化特性）	3.2-6
図 3-31	最高到達温度分布および溶融部形状・寸法の比較	3.2-7
図 3-32	W2 における温度履歴の計算値と実験値の比較	3.2-7
図 3-33	W2 における溶接された板の表面における残留応力分布	3.2-8

図 3-34	W6 における溶接された板の表面における残留応力分布	3.2-8
図 3-35	W7 における溶接された板の表面における残留応力分布	3.2-9
図 3-36	W8 における溶接された板の表面における残留応力分布	3.2-9
図 3-37	W11 における溶接された板の表面における残留応力分布	3.2-10
図 3-38	溶接残留応力分布の比較	3.2-11
図 3-39	U 字曲げ試験片構成概略図	3.3-2
図 3-40	U 字曲げ試験片外観写真	3.3-2
図 3-41	SEM 観察範囲 (U 字曲げ試験片頭頂部付近概略平面図)	3.3-2
図 3-42	1-1 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-3
図 3-43	1-6 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-3
図 3-44	W1 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-5
図 3-45	W2 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-5
図 3-46	W3 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-5
図 3-47	W4 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-5
図 3-48	W5 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-6
図 3-49	W6 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-6
図 3-50	W7 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-7
図 3-51	W8 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-7
図 3-52	W9 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-8
図 3-53	W11 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-8
図 3-54	W12 の SCC き裂の SEM 観察像	3.3-8
図 3-55	拡張したシェフラー組織図中での任意化学組成試験片の SCC き裂分布	3.3-11
図 3-56	拡張したシェフラー組織図中での異材溶接試験片の SCC き裂分布	3.3-12
図 3-57	拡張したシェフラー組織図中での SCC 感受性のハザードマップ	3.3-13

## 略語一覧

BTR	: Brittle Temperature Range	(凝固脆性温度域)
FEM	: Finite Element Method	(有限要素法)
HAZ	: Heat Affected Zone	(溶接熱影響部)
SCC	: Stress Corrosion Cracking	(応力腐食割れ)
SEM	: Scanning Electron Microscope	(走査型電子顕微鏡)
TIG	: Tungsten Inert Gas	(ティグ (溶接))
CAE	: Computer Aided Engineering	(コンピュータを利用したシミュレーション解析)
CALPHAD	: calculation of phase diagrams	(計算状態図)
EDS	: Energy dispersive X-ray spectroscopy	(エネルギー分散型 X 線分析)

## 概略

本研究は、安全性の確保と高機能化に資する自在な設計を可能にする効率的な革新炉・新型原子炉設備の製造、および既存設備の保全・補修を実現のため、原子炉設備に使用する素材や部品の多種多様な組合せに対応した異種材料溶接(以下「異材溶接」という)に対し、「設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性など溶接部性能の確保までをワンスルーで予測する溶接プロセスシミュレーションシステムの構築」を目的とする。これにより、科学的に溶接部の信頼性予測・診断を可能にし、溶接プロセス条件や材料選択の最適化など自在設計を可能にするテーラード溶接プロセスシミュレーションシステム技術の確立を目標とする。

### 1. 研究背景、課題

我が国の得意とする”ものづくり”において、原子炉設備の製造産業は、世界をリードする代表的な産業の一つである。ものづくり過程において、材料や部品を組み合わせる溶接・接合は避けては通れない技術である。原子炉設備では、圧力容器、配管、ポンプなどの製造工程の半数近くを溶接が占めることから、構造体の一部となる溶接部の品質が、原子炉設備全体の性能を決める大きな要因と言っても過言ではない。

原子炉設備の構造体の高機能化、さらなる安全性の向上には、それを構成する材料性能の多様性と多機能性の徹底した追求が不可欠である。そのため、新型原子炉の設計や既存設備の保全・補修では、溶接性など製造工程に律速されない自由度の高い設計が不可欠である。すなわち、ステンレス鋼、Ni基合金、低合金鋼などの材料を適材適所に配置する、素材や部品の多種多様な組合せとなる異材溶接部の適用拡大が必要不可欠となる。

溶接プロセスは、素材(被溶接材)局部に熱を集中させ、急速な溶融・凝固を経る。そのため、時間的・空間的に急激かつ非平衡な状態変化が生じ、素材とは異なる特有の金属マイクロ組織形態を形成し、溶接部近傍では残留応力や変形を伴う。この溶接に特有な組織形態や残留応力に起因し、溶接部性能は素材部よりも劣り、溶接割れ欠陥が発生しやすく、経年劣化の代表である応力腐食割れ(以下「SCC」という)など損傷の起点となりやすい。かかる観点から、溶接過程はISO 9001で代表的な特殊工程に位置づけられ、設計段階での足枷となっている。言わば、食材(材料)が良くても、料理人の腕(接合)が優れないために、レシピ(設計)に限界があり、“それなり”の料理しかできない状況にある。

他方、原子炉設備は何よりも長期安全性能が社会的責務であるため、新型軽水炉などの原子炉設備でも溶接割れ欠陥・SCCの発生防止は必須特性である。溶接部での割れ欠陥、SCCの発生は学術的に未解明な点も多いため、異材溶接におけるこれらの割れ感受性(割れ発生のしやすさ)を予測することは不可能に近い。加えて、異材溶接では、素材の溶融による混入により溶接金属部の化学組成が大幅に変化し、この変化に依存してマイクロ組織形態や材料特性も変化するなど、諸現象は一層複雑化する。

従来、これらの安心・安全の品質は、溶接技術に関わる専門家や職人の経験と勘で担保されてきた。少子高齢化による技能伝承効率低下の懸念からも、令和の時代に入り、様々な暗黙知を理論化し、分野横断での取組が必要である。現代社会では、AIとビッグデータによって高度に細分化され、複雑な現象を統合的に制御する検討が盛んに行われ、材料開発、ものづくりも例外ではない。原子炉設備製造においても、データ科学とシミュレーション技術によるデジタルトランス

フォーメーション (DX) を活用し、設計段階から溶接プロセス、マイクロ組織形態、割れ欠陥やSCCの感受性を統一かつワンスルーで予測することができれば、効率的かつ網羅的な探索を可能にし、これまで見落としていた最適プロセス条件や材料の選択、基礎学理に基づいた溶接部欠陥発生リスクの科学的な管理が実現すると着想を得た。

## 2. 本研究の目的

本研究は、原子炉設備における安全性確保と高機能化に資する自在な設計による新型原子炉設備の製造を実現するため、素材や部品の多種多様な組合せの異種材料溶接に対し、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性などの溶接部性能までをワンスルーで予測するテラード溶接プロセスシミュレーションシステムを構築することを目的とする。

特に、異材溶接を対象とし、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐SCC性までをワンスルーで予測する手法を検討するとともに、各現象の本質的な因子・指標で繋ぎ、「溶接プロセス中の材料学的・力学的挙動」の理解を目指す。接合科学、材料科学、材料力学、腐食科学が重畳するマルチフィジックスに対し、溶接プロセスを考慮したComputer Aided Engineering (以下「CAE」という) 解析技術、基礎学理に基づく溶接割れ、SCCの知識基盤を獲得する。得られた知見を統計的にデータベース化し、溶接割れ、SCCの感受性ハザードマップを構築するとともにCAE解析モデルの高度化を図る。CAE解析から得られる材料学的・力学的な挙動などの情報とハザードマップにより、各割れの発生リスク診断、溶接部信頼性・性能の予測を志向する。

## 3. 本研究の実施内容

本研究のテラード溶接プロセスシミュレーションシステムは、溶接プロセスの熱伝導解析と熱弾塑性解析によるCAE解析と、系統的な実験によって求める溶接割れ、SCCの感受性データベースによって構成する。溶接プロセスの物理現象を考慮したCAE解析に、プロセス条件、素材・溶接材料、溶接部形状を入力し、残留応力、温度、熔融形態を出力する。これらの受け取った情報と、溶接割れおよびSCCの感受性のハザードマップに基づくデータベースによって、溶接割れやSCCの発生リスクを予測するものである。

これを達成すべく、本研究では、「溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」、「溶接部マイクロ組織形態解析」、「溶接割れ感受性評価試験」、「SCC感受性評価試験」について検討を進める。

- (1) 溶接割れ感受性評価試験と試験片作製
  - ・ 溶接割れ感受性評価試験とデータベース化
  - ・ 溶接試験と材料特性評価
  - ・ 任意化学組成試験片作製
- (2) 溶接プロセスシミュレーションモデルの構築
  - ・ 熱伝導解析、熱弾塑性解析による熱源モデルや残留応力解析モデルの構築
- (3) SCC感受性評価試験
  - ・ SCC感受性評価試験の方法・条件の適正化
  - ・ SCC感受性指標のデータベース化の検討

#### 4. 本研究の成果と今後の見通し

本研究では、素材や部品の多種多様な組合せの異種材料溶接に対し、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性などの溶接部性能までをワンスルーで予測するテーラード溶接プロセスシミュレーションシステムを構築することを目的とし、「溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」、「溶接部マイクロ組織形態解析」、「溶接割れ感受性評価試験」、「SCC感受性評価試験」について検討を進めた。原子炉設備での使用を想定し、Ni基合金、ステンレス鋼、低合金鋼の母材（被溶接材料）と、Ni基合金とステンレス鋼の溶接材料とを様々な組み合わせで異材溶接した際に考えられる化学組成範囲を対象として、溶接割れやSCCのハザードマップの導出と溶接プロセスの物理を考慮した異材溶接プロセスシミュレーションシステムの構築に取り組んだ。

真空溶解や異材溶接の条件等の適正化により、想定される化学組成の範囲において広範囲に渡った任意化学組成試験片ならびに異材溶接試験片を作製できた。これらの試験片を用い、溶接割れやSCCの感受性評価試験を行い、Cr当量とNi当量を基にしたそれぞれの割れ感受性のハザードマップを構築することができた。加えて、マイクロ組織形成について組織観察と熱力学データベースに基づく数値解析により実験と解析の側面から、Ni当量変化に伴うNbの偏析など割れ感受性に対する材料学的な影響因子を見出した。これらの異材溶接部の広範囲な化学組成における溶接割れおよびSCCの割れ感受性のハザードマップをはじめとした知識基盤、ならびにNi当量変化に伴うNbの偏析の影響の明確化などは世界初の知見である。

また、同一の化学組成範囲を対象とした異材溶接プロセスについて、溶接過程で生じる物理現象を考慮した有限要素法（以下「FEM」という）による3次元熱伝導解析ならびに熱弾塑性解析を検討した。実験により計測した温度履歴・分布や溶融形態から熱源モデルを構築するとともに、実測した残留応力や材料特性を用いることで熱弾塑性解析の高度化を図った。これらの検討により広範囲な化学組成に適応した溶接プロセスシミュレーションモデルを構築した。このモデルにより、溶接プロセス条件、素材・溶接材料、溶接部形状から、本研究で対象とした異材溶接における溶接部の溶融形態や残留応力分布の導出が可能であることを見出した。特に溶融形態から溶接金属部の化学組成を見積ることができ、算出した化学組成と、溶接割れおよびSCCのハザードマップを用いることで、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性などの溶接部性能までをワンスルーで予測することができることを示した。

本研究において、異材溶接で想定される広範囲な化学組成を対象として、溶接割れとSCCの感受性を同一の試験片を用いて検討するとともに、これらの実験結果を基にした熱伝導解析ならびに熱弾塑性解析のシミュレーションモデルを構築し、実験と数値解析の融合により、異材溶接時の溶接割れやSCCの感受性の予測を示した事例は皆無である。これらは接合科学、材料科学、材料力学、腐食科学が重畳するマルチフィジックスに対し、それぞれの分野を専門とする研究者が集まって取り組むことで達成でき、これにより他に類を見ない溶接割れ、SCCの知識基盤、CAE解析が獲得でき、テーラード溶接シミュレーションシステムを構築できたと考えられる。

しかしながら、試験片作製および加工、各割れ試験の実施と評価などには時間を要するため、本研究で導出した溶接割れおよびSCCのハザードマップのプロット数は十分とは言えず、今後さらなるデータの蓄積を行うことでハザードマップの精度を向上させることができる。同様に、熱伝導解析や熱弾塑性解析では、各化学組成に応じた様々な物性値が必要となり、多くの物性値を

取得することで、解析精度も向上すると考えられる。また、本研究のような手法により、異材溶接プロセスにおける溶接割れやSCCの発生リスクを予測できると考えられ、実験データや物性値を蓄積し、ビッグデータ化することで、Ni基合金、ステンレス鋼、低合金鋼の組合せに限らず、様々な材種の組合せに対して、健全かつ高信頼性の溶接部設計のための溶接プロセス条件や材料選択の最適化も実現できると示唆される。

## 1. はじめに

原子炉設備の構造体の高機能化、さらなる安全性の向上には、それを構成する材料性能の多様性と多機能性の徹底した追求が不可欠である。原子炉設備では、圧力容器、配管、ポンプなどの製造工程の半数近くを溶接が占めることから、構造体の一部となる溶接部の品質が、原子炉設備全体の性能を決める大きな要因となる。

溶接プロセスは、素材（被溶接材）局部に熱を集中させ、急速な溶融・凝固を経る。そのため、時間的・空間的に急激かつ非平衡な状態変化が生じ、素材とは異なる特有の金属マイクロ組織形態を形成し、溶接部近傍では残留応力や変形を伴う（図1-1）。この溶接に特有な組織形態や残留応力に起因し、溶接部性能は素材部よりも劣り、溶接割れ欠陥が発生しやすく、経年劣化の代表であるSCCなど損傷の起点となりやすい。

そのため、新型原子炉の設計や既存設備の保全・補修では、溶接性など製造工程に律速されない自由度の高い設計が不可欠である。すなわち、ステンレス鋼、Ni合金、低合金鋼などの材料を適材適所への配置、素材や部品の多種多様な組合せとなる異材溶接部の適用拡大、これまで困難とされてきた組合せでの信頼性の高い溶接技術の開発が喫緊の課題である。

他方、原子炉設備は何よりも長期安全性能が社会的責務であるため、新型軽水炉などの原子炉設備でも溶接割れ欠陥・SCCの発生防止は必須特性である。しかし、異材溶接では、素材の溶融による混入により溶接金属部の化学組成が大幅に変化し（図1-2）、この変化に依存してマイクロ組織形態や材料特性も変化する。溶接部での割れ欠陥、SCCの発生は学術的に未解明な点も多いため、異材溶接におけるこれらの割れ感受性を予測することは困難を極める。

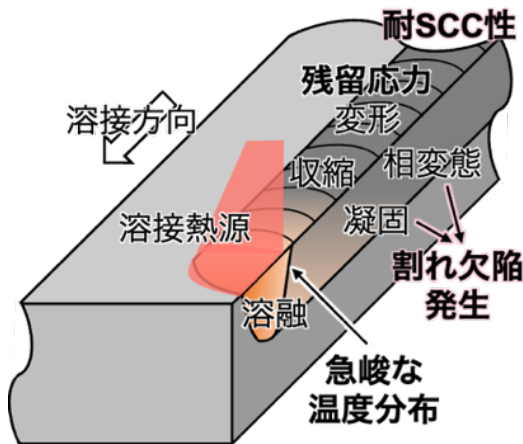


図 1-1 溶接中の材料・力学挙動

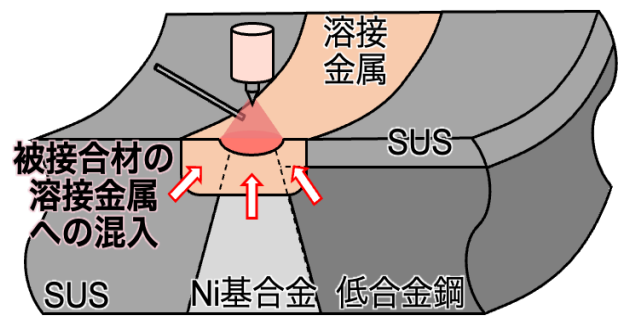


図 1-2 異材溶接での被溶接材料の混入

本研究では、原子炉の安全性の確保と高機能化に資する自在な設計による新型原子炉設備の製造を実現する「素材や部品の多種多様な組合せの異種材料溶接に対し、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性などの溶接部性能までをワンスルーで予測する溶接プロセスシミュレーションシステム」構築を目標とする。

接合科学、材料科学、材料力学、腐食科学を専門とする若手・異分野融合型のチームを形成し、「溶接プロセスを考慮した材料学的・力学的挙動の CAE 解析モデル」を構築し、「独創的な実験と分析、基礎学理に基づく溶接割れ、応力腐食割れの知識基盤」を獲得する。これにより、科学



的に溶接部の信頼性予測・診断が可能な設計、プロセス制御の指針を提供することで、溶接プロセス条件や材料選択の最適化が実現でき、従来溶接技術では創成・製造できなかった高機能・高付加価値新型軽水炉などの原子炉設備の自在な設計を可能にするテーラード溶接技術の確立を目指す。

## 2. 業務計画

### 2.1 全体計画

本研究のテーラード溶接プロセスシミュレーションシステムは、溶接プロセスの CAE 解析と、系統的な実験によって求める溶接割れ、SCC の感受性データベースによって構成する。CAE 解析には、溶接プロセスの物理を考慮した FEM による熱伝導解析と熱弾塑性解析を適用する。以下の 1~3 の流れで実行するシミュレーションシステムの構築を目指す。各割れの感受性のハザードマップの適正ウィンドウと要求性能を満たす材料から逆問題的に解析することで、溶接プロセス条件や材料の最適化を可能にする。

1. 溶接プロセス条件、素材・溶接材料、溶接部形状を入力値とし、温度分布・履歴や溶融形状、残留応力分布を算出する。出力された温度分布・履歴と溶融形状はマイクロ組織形態と溶接割れに、残留応力は SCC に有機的に連結させる。
2. ミクロ組織解析にて生成相形態や元素の偏析等の材料学的因子を出力し、溶接割れと SCC に繋げる。
3. 割れ感受性の定量値を統計的にデータベース化したハザードマップ（分布図）に対して、受け取った情報（化学組成や残留応力、温度特性など）とマップの適正ウィンドウから割れ発生リスクを予測する。

このシステム構築のため、図 2-1 に示す①~⑥の検討項目を順次実施し、対象材料は、第 1 ステップ：商用合金(SUS316L など)、第 2 ステップ：原子炉設備での使用が想定される素材や溶接材料の組合せ (Ni 基合金、ステンレス鋼、低合金鋼など) の異材溶接を対象とした化学組成とステップアップしながら進める。

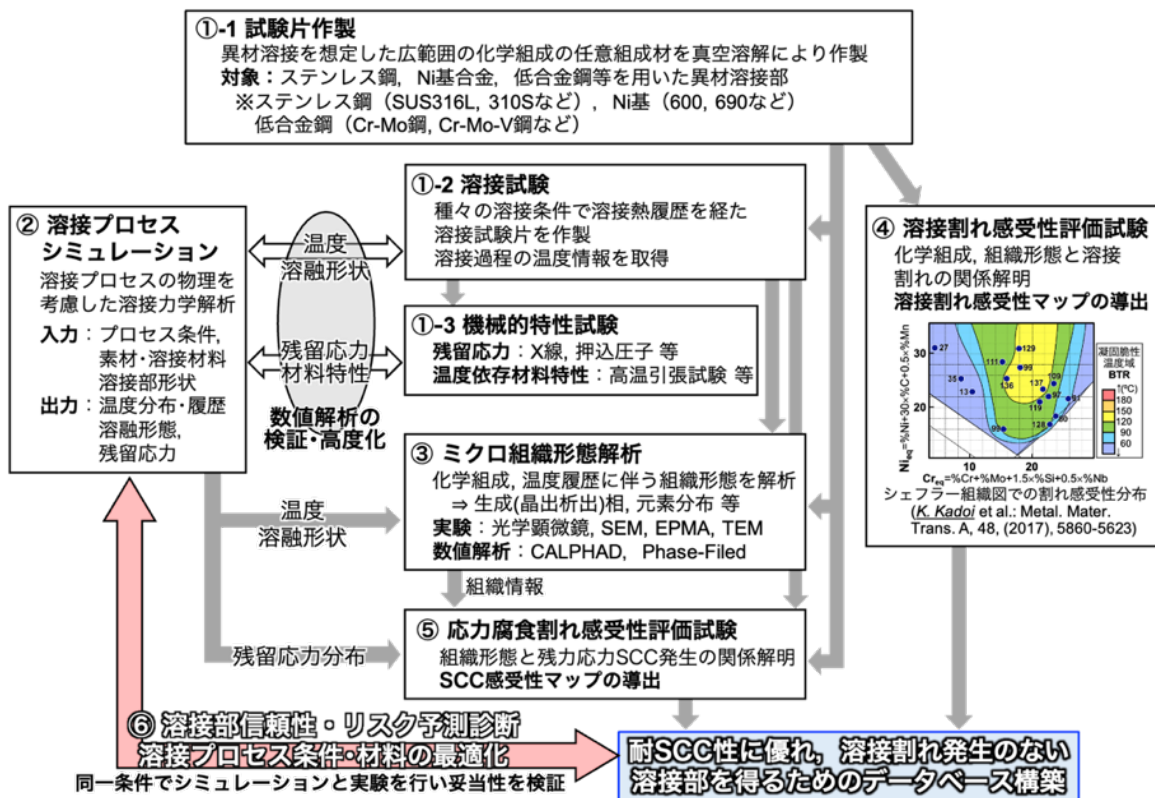


図 2-1 本研究での検討項目とフローチャート

## 2.1.1 任意化学組成試験片の作製と材料特性評価

### (1) 試験片作製

原子炉設備に使用が予想されるステンレス鋼(SUS316L、310S など)、Ni 基合金(600 合金など)、低合金鋼(Cr-Mo 鋼など)などを用いた異材溶接部を想定し、Fe、Ni、Cr、Mo、Nb など(組成比)を広範囲に変化させ、任意の化学組成を有する試験片を真空溶解炉にて作製する。

### (2) 溶接試験

作製した試験片を用い、アーク熱源によるメルトラン溶接試験(試験片に熱源を走査させる)を実施する。溶接中にマルチセンサーカメラを用いたその場測温法により溶接部の温度分布・履歴を計測する。また、溶接後の溶融形状(溶込み)も合わせて計測する。

### (3) 特性評価試験

計算の妥当性検証等のため(1)、(2)で作製した試験片を用い、CAE 解析・検証に必要な材料特性等を測定する。

## 2.1.2 溶接プロセスシミュレーションモデルの構築

溶接プロセスの物理を考慮した FEM による 3 次元熱伝導解析ならびに熱弾塑性解析を適用する。はじめに商用合金(SUS316L など)を用い、2.1.1 項で得る温度分布・履歴と溶融形状から熱源モデルを構築した後、異材溶接を対象とした化学組成へと拡張する。2.1.1 項で得る材料特性を用い、計算される残留応力を実験値との比較により、広範囲な化学組成での解析の妥当性検証や高度化を実現する。

## 2.1.3 ミクロ組織形態解析

詳細な組織解析により、化学組成・温度履歴が組織形態(結晶粒形態、晶出・析出相など)、元素の分布・偏析状態に及ぼす影響を検討する。同時に、計算状態図(Calculation of Phase Diagrams: 以下「CALPHAD」という)など熱力学に基づく数値計算を行い、生成相の形態や元素の偏析、凝固温度範囲などの材料学的因子を抽出し、溶接プロセスシミュレーションとミクロ組織のデータベース化を図る。

## 2.1.4 溶接割れ感受性評価試験

ステンレス鋼や Ni 基合金は、溶接割れの中でも高温割れ(凝固割れ、延性低下割れ)が発生しやすいため、溶接高温割れ感受性評価で広く適用されているトランスバレストレイン試験を実施する。発生した最大の割れ長さから凝固脆性温度域(以下「BTR」という)を求め、化学組成などで整理した BTR のハザードマップを導出する。また、溶接割れ発生防止に有効なミクロ組織形態となる化学組成などの支配因子を理論的に明らかにする。

## 2.1.5 応力腐食割れ感受性評価試験

SCC 感受性評価では、軽水炉環境を模擬し、試験温度 288 °C にて U 曲げ試験を行う。2.1.1 項で作製した溶接試験片と、溶接熱影響部の評価では高周波加熱炉にて溶接過程での熱サイ

クルを再現・付与した試験片も供する。熱履歴の付与などに伴う組織形態を変化させ、SCC 発生の有無や割れ長さを計測し、SCC のハザードマップを導出する。SCC 発生起点等の調査により、SCC 発生の支配因子を学理に基づいて明らかにする。

#### 2.1.6 溶接部の信頼性予測・診断

原子炉設備での実溶接施工を想定した溶接試験と、CAE 解析を行い、溶接割れや SCC の感受性評価、解析モデル、溶接割れ・SCC マップの適正ウィンドウの妥当性を検証する。一連の検討で得る材料学的因子を抽出し、「マイクロ組織形態、残留応力」と「溶接割れ性、耐 SCC 性」を紐付けることで、健全かつ高信頼性の溶接部設計のための溶接プロセス、材料選択の最適化制御指針を確立する。

#### 2.1.7 研究推進

研究代表者の下で各研究項目間における連携を密にして研究を進めるとともに、進捗や今後の計画等について互いに意見を出しながら研究を進めるための会議を開催する。



## 2.3 令和5年度の成果の目標および業務の実施方法

令和5年度の計画は、図2-3に示したように、(1)溶接割れ感受性評価試験と試験片作製、(2)溶接プロセスシミュレーションモデルの構築、(3)応力腐食割れ評価試験に分けて実施した。各項目における目標および方法は以下の通りである。

### (1) 溶接割れ感受性評価試験と試験片作製

#### ①溶接割れ感受性評価試験とデータベース化

図2-3に示す実施項目(1)③で作製する任意化学組成試験片を用い、令和3年度に確立した溶接割れ感受性評価試験を実施する。溶接割れの評価指標である凝固脆性温度領域（以下「BTR」）を導出し、令和4年度までの結果と合わせ、BTRのハザードマップの拡充を図る。

#### ②溶接試験と材料特性評価

実溶接施工を模擬した異材溶接試験として、令和4年度の検討で想定した素材や溶接材料の組合せと溶接プロセス条件で、ティグ（以下「TIG」という）溶接による異材溶接試験を行い、得られた試験体について溶接割れ感受性やSCC性を評価し、データベースの妥当性を検証する。

#### ③任意化学組成試験片作製

令和4年度の結果を踏まえ、溶接割れ性やSCC性のデータベース構築や影響因子の検討のため、任意化学組成の試験片を真空溶解炉にて作製する。得られた試験片は、図2-3に示す実施項目(1)①および実施項目(3)に供する。

### (2) 溶接プロセスシミュレーションモデルの構築

令和4年度までに確立した溶接条件に応じた熱源モデル化手法を用いた熱伝導解析、熱弾塑性解析により、図2-3に示す実施項目(1)③で作製した任意化学組成試験片について、溶融形態や温度から計算モデルの妥当性を確認し検証する。また、図2-3に示す実施項目(1)②で実施するTIG溶接試験と同一のプロセス条件での溶接プロセスシミュレーションを行い、溶融形態（化学組成）や残留応力の数値解析法の精度を検討する。データベースとシミュレーションによる溶接部の信頼性予測・診断のためのテーラード溶接プロセスシミュレーションシステムを構築する。

### (3) 応力腐食割れ感受性評価試験（再委託先：原子力機構）

図2-3に示す実施項目(1)③で作製した任意化学組成試験片について、令和4年度までに適正化した方法・条件の下でSCC試験を実施し、SCC発生感受性評価試験を行う。令和4年度までの結果と合わせ、SCCのハザードマップの拡充を図る。また、図2-3に示す実施項目(1)②で得られる異材溶接試験体についても、SCC感受性を調査する。

### 3. 業務の実施内容および成果

#### 3.1 溶接割れ感受性評価試験と試験片作製

##### 3.1.1 溶接割れ感受性評価試験とデータベース化【R3-R5】

###### (1) 試験の目的

溶接割れ感受性評価試験方法の適正条件を確立し、溶接割れの評価指標であるBTRハザードマップ導出指針を検討することを目的とする。令和3年度は商用合金を、令和4年度は任意に化学組成を変化させた試験片に対して溶接割れ感受性評価試験を行い、化学組成と溶接割れの関係を検討し、ハザードマップを作成する。

令和5年度は任意化学組成試験片を用い、令和3年度に確立した溶接割れ感受性試験を実施する。溶接割れの評価指標であるBTRを導出し、令和4年度までの結果と合わせ、BTRのハザードマップの拡充を図る。

さらに3.1.2項の溶接試験で作製した異材溶接試験片に対しても同様に溶接割れ感受性試験を行い、BTRを導出しそのハザードマップを導出する。

###### (2) 試験方法

試験片の形状は、板長50 mm、板幅100 mm、板厚5 mmとした。令和3年度導入した真空溶解炉にて作製した任意の化学組成を有する試験片ならびに異材溶接によって作製した溶接試験片(詳細な方法、結果は3.1.2に記す)はワイヤ放電加工にて切り出した後、評価面を機械加工し、試験に供した。表3-1、表3-2および表3-3に本試験で用いた試験片の化学組成を示す。

本研究で対象となる溶接高温割れの感受性評価試験、特にBTRの計測にしばしば用いられるトランスバレストレイン試験を実施した。トランスバレストレイン試験の概要を図3-1に示す。本試験機は曲げブロック、ヨーク、溶接熱源から構成される。試験時は、溶接熱源を所定の条件で走査させ、溶融部(溶融池)の後端が試験片中央に到達した際に、試験片表面に溶接方向と垂直に強制的に曲げひずみを瞬時に加えることで高温割れを発生させる。曲げブロックの曲率半径によってひずみ量を変化させることができる。本試験では、令和3年度と同様に、熱源にTIG溶接を用い、溶接速度0.1 m/min、溶接電流120 A、アーク長2 mmを採用した。また、付与する曲げひずみ量は、3 %程度以上で割れの発生、進展が飽和することが知られていることから、4.1 %を適用した。

試験後の評価ならびにBTRの導出方法を図3-2に示す。まず、トランスバレストレイン試験後の試験片に対し、溶融池後端に発生した割れをSEMを用いて観察し、最長の割れの長さ(例えば図3-2中L6)を計測した。この際、溶接時の温度勾配を考慮し、曲げひずみ付与時の固体と液体の境界線から法線方向に割れ長さを計測した。BTRは、予め測定した溶融池の温度履歴(冷却速度)を用いて次式から最大の割れを長さから温度に変換することで導出した。なお、温度履歴は、トランスバレストレイン試験と同一の溶接条件、試験片にて溶接を行い、溶接中に熱電対(R型、φ0.5 mm)を直接溶融池内に挿入することで計測した。

$$BTR = (\text{最大割れ長さ mm}) \times (\text{冷却速度 } ^\circ\text{C/s}) \div \text{溶接速度 (mm/s)} \quad (3-1) \text{ 式}$$

表3-1 市販材試験片の化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Co
SUS304	0.050	0.57	0.91	0.033	0.002	18.22	8.06	-	0.15
SUS316L	0.008	0.63	0.88	0.037	0.001	17.35	12.12	2.06	0.26
SUS310S	0.020	0.69	0.80	0.021	0.001	24.85	19.19	-	0.07

表3-2 任意化学組成試験片の化学組成 (mass%)

	Non-Nb					Nb added						
	Fe	Cr	Ni	C	Mn		Fe	Cr	Ni	C	Mn	Nb
1-1	76.0	5.4	16.1	0.05	1.14	2-1	72.8	6.8	24.2	0.05	1.06	1.2
1-2	63.3	12.7	21.8	0.05	1.10	2-2	57.0	13.7	25.4	0.05	0.48	1.2
1-3	72.0	14.8	11.6	0.05	0.45	2-3	62.1	15.7	18.8	0.05	1.07	1.2
1-4	71.1	14.1	13.1	0.05	0.50	2-4	70.1	13.9	13.0	0.05	0.52	1.2
1-5	40.9	13.4	44.0	0.05	0.50	2-5	43.9	13.0	40.6	0.05	0.56	1.2
1-6	23.1	15.4	59.9	0.05	0.38	2-6	20.5	15.1	62.0	0.05	0.39	1.2

表3-3 異材溶接試験片の化学組成 (mass%)

	Fe	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Nb	Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>
W1	63.84	21.50	12.36	0.47	1.50	0.33		22.54	13.11
W2	52.98	21.30	19.23	0.45	1.29	0.33		22.31	19.88
W3	52.60	19.54	26.05	0.43	1.23			20.19	26.67
W4	16.00	18.60	60.22	0.30	2.68	0.24	1.96	20.27	61.56
W5	8.71	20.31	65.96	0.30	2.51	0.29	1.93	22.02	67.22
W6	10.27	16.86	68.54	0.28	2.31		1.75	18.16	69.70
W7	55.08	17.35	30.52	0.40	1.14			17.95	31.09
W8	58.54	16.32	21.13	0.38	1.21			16.89	21.74
W9	81.29	10.84	6.13	0.36	1.37			11.38	6.82
W10	33.07	16.21	57.60	0.32	2.21	0.48	1.44	17.89	58.71
W11	38.06	16.39	54.72	0.34	2.16	0.59	1.32	18.15	55.80
W12	42.34	14.61	38.57	0.31	2.57		1.60	15.88	39.86

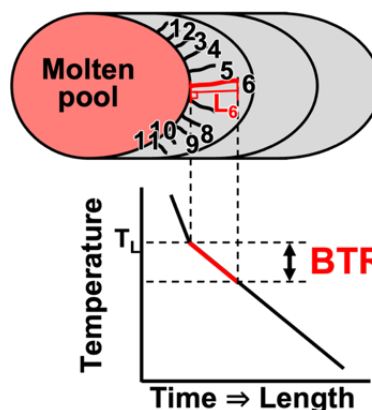
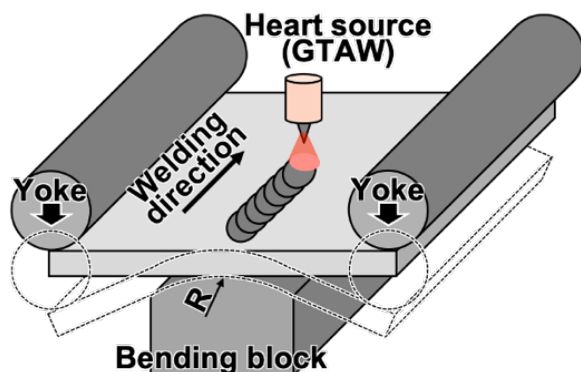


図3-1 トランスバレストレイン試験の概要図 図3-2 割れ長さの計測とBTRの導出方法



### (3) 試験結果と考察

#### 【R3-R4】

令和3年度は、商用合金であるオーステナイト系ステンレス鋼SUS304、SUS316L、SUS310Sを用い、トランスバレストレイン試験と温度計測によりBTRを導出した結果、SUS304のBTRは38.5 °C、SUS316Lは46.8 °C、SUS310Sは115.3 °Cであった。これらの結果は従来の報告と同等の値であることから、妥当な結果であることを見出した<sup>(1)</sup>。令和4年度は、Cr当量、Ni当量、Nb量を変化させて作製した試験片に対して検討を行い、合金元素としてNbを含有しない場合、80～110 °C程度のBTRを示すのに対し、Nbを1.2 %含有する場合、160～240 °C程度の非常に高いBTRを示すことから、Nbの含有によって、BTRが増大、すなわち溶接凝固割れ感受性が増加することを示した。また、溶接割れのハザードマップの導出を検討するため、Ni当量側を拡張したシェフラーの組織図に対して、本試験で得られたBTRをプロットしたところ、BTRの分布傾向は、Nbを含有しない試験片では明確な分布は認められないのに対し、Nbを含有する試験片では、Ni当量15～25、Cr当量5～15の近辺で高いBTRを示し、高Ni当量側ではBTRが低下する傾向を見出した。したがってNbの含有によってBTR、すなわち凝固割れ感受性の高くなる領域が異なることから、実験数の増加によりNb含有量に応じたハザードマップを構築、拡充が不可欠であるとともに、CALPHADにより算出する凝固温度範囲  $\Delta T$ を併用することによって、凝固割れ感受性の傾向を予測できる可能性を示した。

#### 【R5】

令和5年度では、表3-3に示した異材溶接試験片を用い、トランスバレストレイン試験を行った。なお、後述3.1.2項での溶接試験における異材溶接試験片でも、母材と溶接材料、開先形状の組み合わせの選択により化学組成の制御が可能であった。加えて、板材試験片への加工等に時間を要する真空溶解での試験片作製に比べて、溶接試験片からの試験片の加工時間は短縮できたことから、データベースの拡充などの溶接割れ感受性評価試験では、主として異材溶接試験片を用いて進めることとした。試験後の試験片をSEMによって観察した結果を図3-3に示す。いずれの試験片も、点線で示される固体と液体の境界線から後方に放射状に割れが発生し、中心付近で大きな割れが確認される。Nbを含有するW4～6およびW10～12では比較的長い割れが発生している。また、W1は他の試験片に比べて短い割れが観察される。

それぞれの試験片に対して最大の凝固割れ長さ（図3-3中赤矢印で示された割れ）を計測した結果を図3-4に示す。なお、最大割れ長さは固液境界線の法線方向に測定し、破面形態から、凝固割れ発生範囲の長さを求めた。試験片W1の凝固割れ長さは0.15 mmと最も短いため、凝固割れ感受性が他の試験片に比べて非常に低いことが示唆される。試験片W2およびW3の最大凝固割れ長さは0.4～0.5 mmの範囲である。一方、Nbを含有した試験片では、最大凝固割れ長さが0.7 mm程度と大きな値を示す。

これらの凝固割れの最大長さからBTRを求めた。令和4年度と同様に、溶接中の溶融池に直接挿入することで計測した固液共存温度域での冷却速度225 °C/sを用いて導出した。図3-5に得られたBTRを示す。試験片W1のBTRはわずか33 °Cであるのに対し、試験片W2およびW3は117 °Cおよび98 °Cであり、Nbを含有する試験片W4～W6のBTRは140 °C

以上と相対的に高い値を示す。試験片W7は、Nbを含有しないものの167 °CのBTRを示し、他のNbを含有しない試験片よりも高く、Nbを含有する試験片と同等である。また、令和5年度に作製した任意化学組成試験片（詳細は3.1.3に記す）に対しても同様にBTRを求めたところ、試験片1-1は63.3 °C、試験片1-6は82.2 °Cであった。

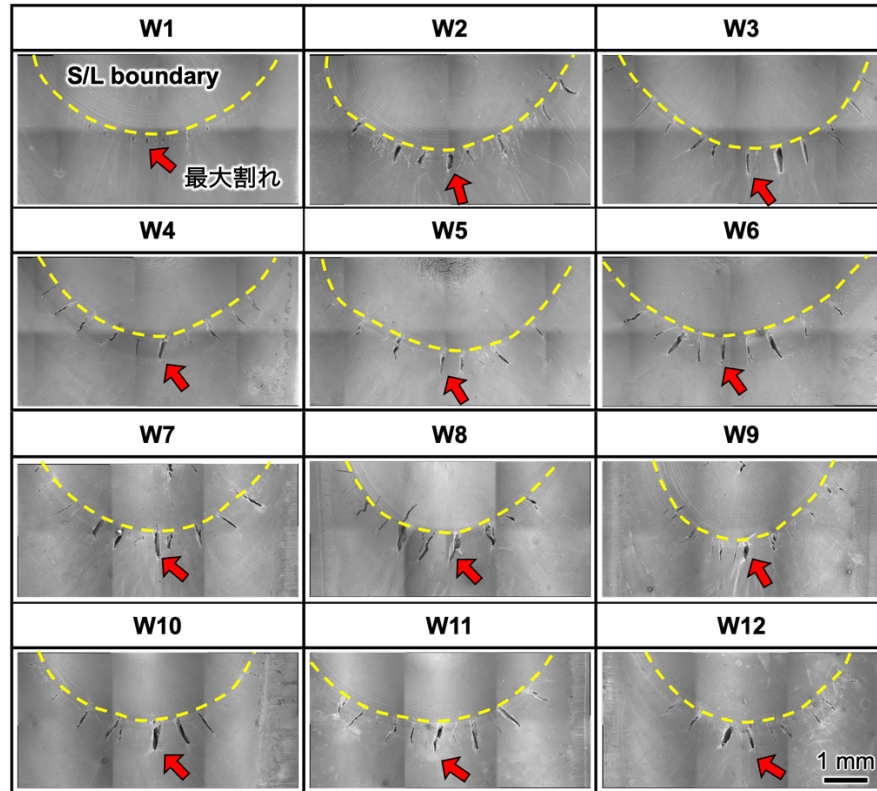


図3-3 トランスバレストレイン試験後の割れ分布

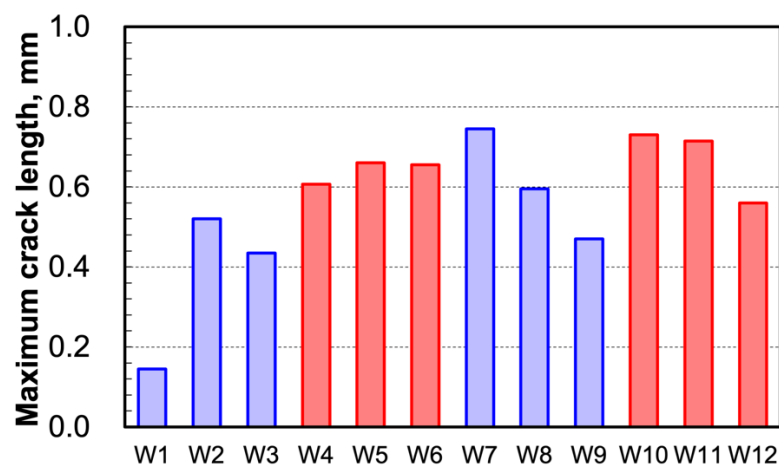


図3-4 各試験片の最大割れ長さ

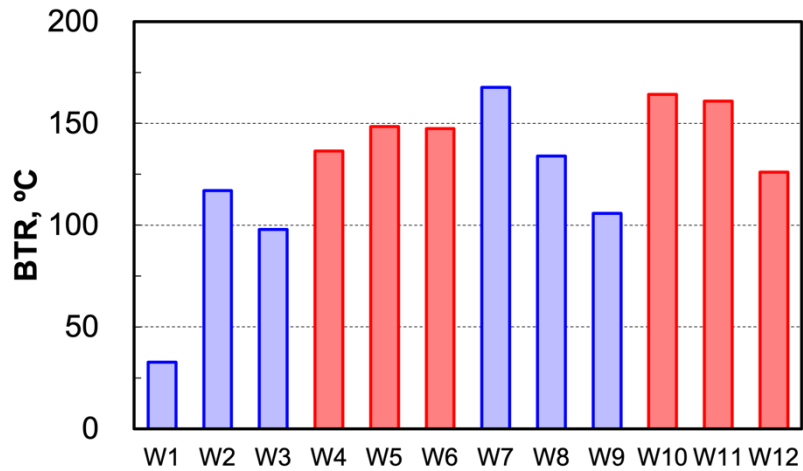


図3-5 各試験片のBTR

得られたBTRに対して、本研究における溶接割れ感受性のデータベースや予測に関する検討を行った。BTRは凝固割れが発生する温度範囲であるため、凝固温度範囲と凝固割れ感受性に相関関係があることが知られていることから、熱力学計算により凝固温度範囲  $\Delta T$  (液相線温度と固相線温度の差) を導出し、BTRとの比関係を調査した。BTRと  $\Delta T$  の関係を図3-6に示す。令和4年度に得られた真空溶解炉を用いた任意化学組成試験片での結果も合わせて示す。算出した  $\Delta T$  の増大とともにBTRは増大する。BTRが33 °Cとなった試験片W1以外では、BTRと  $\Delta T$  には線形関係にあることがわかる。相関係数を求めたところ、0.83と高い相関関係にあることが判明した。真空溶解炉を用いた任意化学組成試験片、ならびに異材溶接試験片での結果を合わせても高い相関係数が得られたことから、 $\Delta T$  からBTRの傾向を予測することが可能であることが示唆された。なお、試験片W1は、他の試験片と凝固形態が異なるために、線形関係から外れたと考えられる(詳細は3.1.2 (8) に詳述)。

続いてハザードマップの導出を検討するため、Ni当量側を拡張したシェフラーの組織図に対して、本試験で得られたBTRをプロットした。その結果を図3-7に示す。横軸はCr当量 ( $=\%Cr+\%Mo+1.5\times\%Si+0.5\times\%Nb$ )、縦軸はNi当量 ( $=\%Ni+30\times\%C+0.5\times\%Mn$ ) であり、評価対象の化学組成からプロットの位置が決定する。また、この図は令和4年度の検討において、提案したハザードマップであり、令和5年度に得られた異材溶接試験片での結果に加え、令和4年度に実施した真空溶解炉を用いた任意化学組成試験片も合わせて示している。

Nbを含有しない場合では、Cr当量が20から30までかつNi当量40付近の領域では、約140 °C以上と高いBTRを示し、Cr当量の低下ならびにNi当量の増加とともに50~70 °Cまで低下する傾向が認められる。一方、Nbを含有する場合では、Ni当量が高い領域で約140~160 °Cと比較的低いBTRを示すのに対し、Ni当量が20~30、Cr当量が5~20の範囲において220 °C以上の高いBTRを示し、溶接割れ感受性が高いことが示唆された。なお、BTR分布の結果は、令和4年度に実施した熱力学計算によって求めた  $\Delta T$  の分布の傾向と一致していることがわかった。したがって、熱力学計算を基にした数値解析と実験により得られた溶接割れ感受性のデータベースは、凝固割れ感受性の傾向を予測に対し高い信頼性を有すると考えられる。

Nbを含有する場合、Ni含有量が高い領域は低いBTRを、FeとCr含有量が高い領域では高

いBTRを示すことがわかった。これは、NbがBTRに及ぼす影響は、オーステナイトを構成する化学組成によって異なることが示唆される。凝固過程で生じる溶接割れは、凝固温度範囲や凝固偏析が影響を及ぼすことが知られている。そこで、この傾向に対し、BTRと相関の有る  $\Delta T$  の変化やNbなどの凝固偏析について熱力学による数値解析から理論的に検討した。

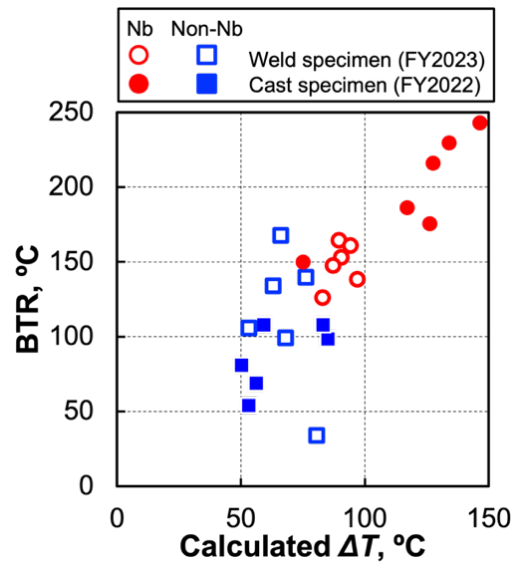
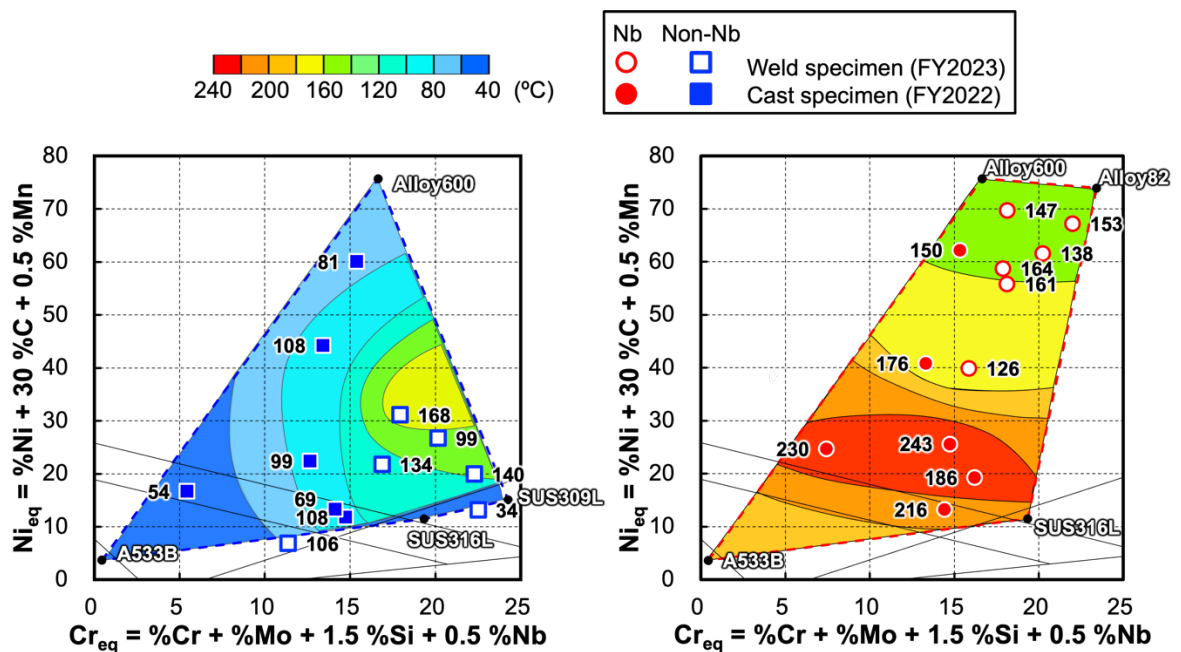


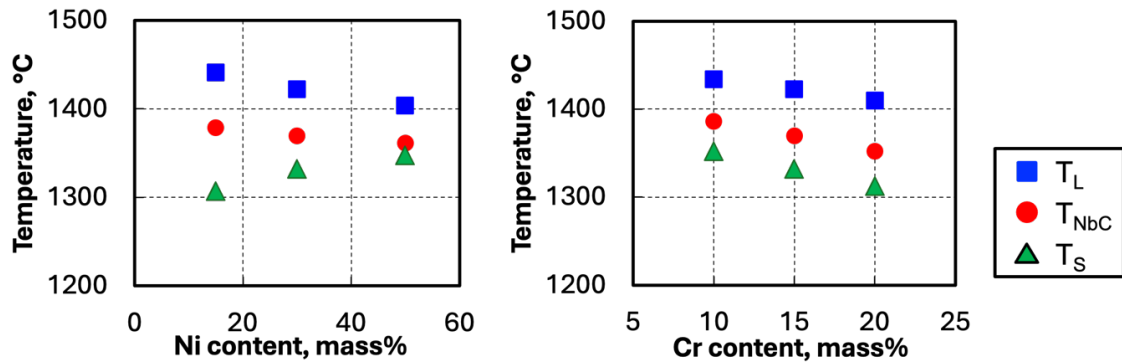
図3-6 BTRと  $\Delta T$  の関係



(a) Nbを含有しない試験片

(b) Nbを含有する試験片

図3-7 拡張したシェフラー組織図中でのBTR分布図



(a) Ni量変化 (Cr15 %一定) (b) Cr量変化 (Ni30 %一定)

図3-8 Cr、Ni量変化に伴う液相線、固相線、NbC晶出温度の変化

図3-8にCrおよびNiの含有量を変化させた際の液相線および、固相線温度の変化を示す。図3-8(a)に示すように、Cr量を15 %一定とし、Ni量を変化させた際、液相線温度 $T_L$ はNi量の増加に伴い低下する。これに対し、NbC共晶温度 $T_{NbC}$ はわずかに低下し、固相線温度 $T_S$ は上昇する。Niの融点はFeの融点よりも低いことから、Ni量の増加に伴い、主要元素がFeからNiへと変わることによって液相線温度が低下したと考えられる。 $\Delta T$ は、Ni含有量の増加による液相線の減少と固相線の増加したため、減少したと推察できる。一方、Ni含有量を30 %に固定し、Cr量を変化させたところ (図3-8(b))、液相線温度 $T_L$ 、固相線温度 $T_S$ 、NbC共晶温度 $T_{NbC}$ は、いずれもCr量増加に伴い低下する傾向が認められる。これらの低下傾向の差異は小さいため、 $\Delta T$ はCr量が変化しても変化は小さいことがわかる。

Nbは凝固中に偏析することでBTRを拡大する一方で、第二相としてNbを含有する化合物が生成する場合は、液相中のNb濃度が緩和され、固相線温度が上昇し、結果的にBTRが低下する。そこで、CrとNi量がNb偏析挙動に及ぼす影響を検討した。図3-9にNiおよびCr量とNbの分配係数 (Nbの固相と液相の濃度比 $C_S/C_L$ ) の関係を示す。Cr量が増加すると、Nbの分配係数はほとんど変化せず、約0.3と一定の値を示す。一方、Ni量が増加すると、Nbの分配係数は0.2から0.4に増加する。したがって、Ni量の増加が分配係数の減少、すなわち凝固偏析を緩和することが示唆される。

この偏析挙動を実験的に調査するため、Ni含有量の異なる試験片を真空溶解炉にて、Fe主体となるオーステナイト (Fe-15 %Ni-15 %Cr-1 %Nb、試験片2-3に相当)、Ni主体となるオーステナイト (Fe-50 %Ni-15 %Cr-1 %Nb、試験片2-6に相当) の試験片を作製し、TIG溶接中に液体Snによる急冷試験を実施した。急冷後の組織をEPMAで分析することで、凝固過程でのNbの含有量の変動を調査した。図3-10に液体Sn急冷後の試験片表面の二次電子像ならびにNbの元素マップを示す。いずれの試験片においてもオーステナイトのデンドライト間においてNbが偏析していることが確認できる。Nbの分配係数を計測するため、デンドライトの中心からデンドライト境界までのライン分析を行った (赤線部)。図3-11にNbのライン分析結果を示す。オーステナイトデンドライト樹間にNbの濃度のピークが観察される。Nbの分配係数を求めるため、デンドライト内のNbの平均含有量 $C_{Nb \text{ ave. in } \gamma}$ と、試験片の組成分析より得られた初期のNb濃度 $C_{Nb \text{ in specimen}}$ 化学組成と比較して分配係数 ( $C_{Nb \text{ ave. in } \gamma} / C_{Nb \text{ in specimen}}$ ) を算出したところ、Fe主体の試験片では約0.31であり、Ni主体の試験片は約0.47で

あった。

以上の結果から、Ni量の増加は、BTRを拡大するNbの凝固偏析の緩和、および固相線温度の上昇に伴う固液共存温度範囲  $\Delta T$  の低減がBTRの低減、すなわち凝固割れ感受性の低減に寄与したと考えられる。

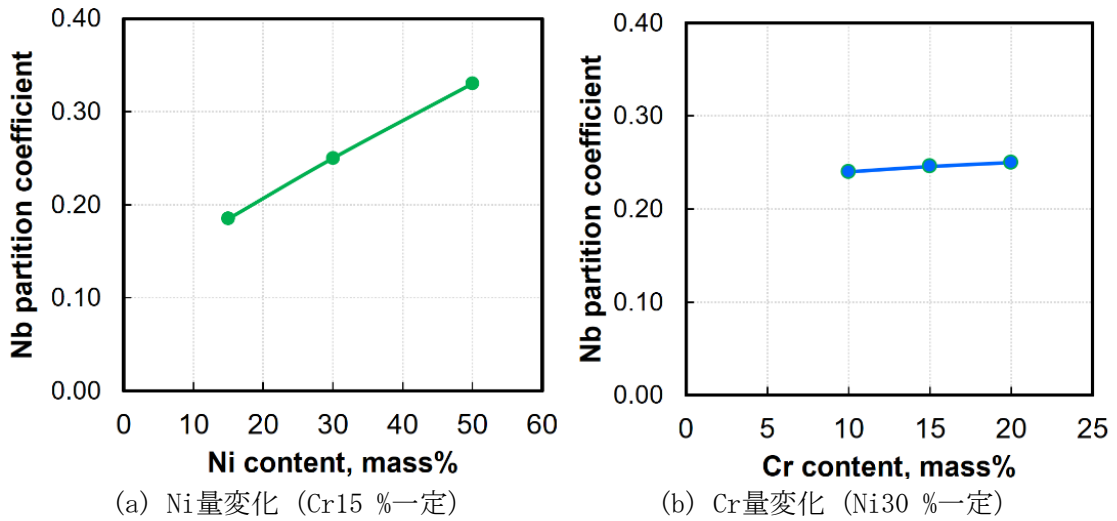


図3-9 Cr、Ni量変化に伴う分配係数の変化

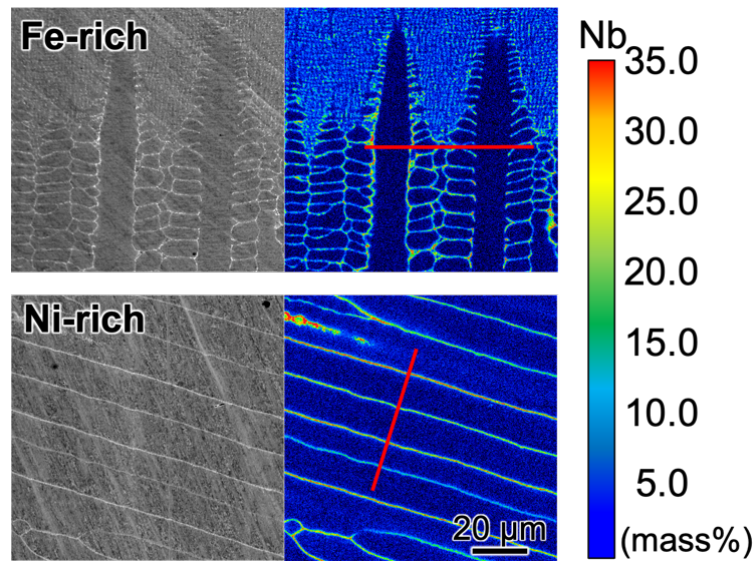


図3-10 液体Sn急冷した試験片のEPMA分析結果



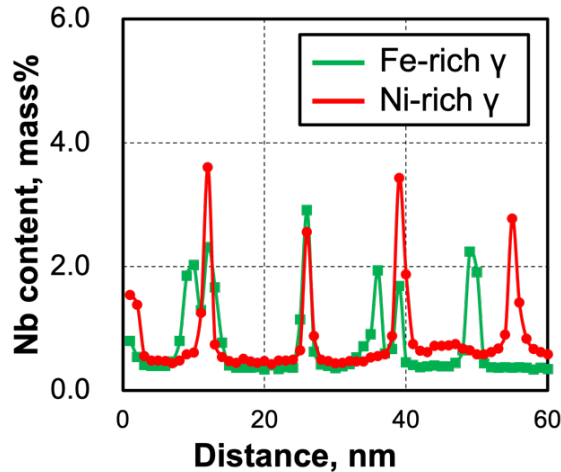


図3-11 液体Sn急冷した試験片のNb分布

### 3.1.2 溶接試験と材料特性評価【R3-R5】

#### (1) 試験の目的

商用合金や任意に化学組成を変化させた試験片に対しTIGアーク溶接を行い、溶接過程での温度分布・履歴を計測する。溶接試験後の試験片を用いてマイクロ組織や溶融形態の観察、ならびに残留応力を評価する。令和3年度は商用合金を、令和4年度は任意に化学組成を変化させた試験片を用いたTIGアーク熱源によるビードオンプレート溶接を行う。また、熱力学データベースに基づく数値解析を行い、化学組成が生成相や元素の偏析、凝固温度範囲などの材料学的因子に及ぼす影響を調査する。

令和5年度は、実溶接施工を模擬した異材溶接試験として、令和4年度の検討で想定した素材や溶接材料の組合せと溶接プロセス条件で、TIG溶接による異材溶接試験を行い、得られた試験体について溶接割れ感受性やSCC性を評価し、データベースの妥当性を検証する。

得られた溶融形態や温度計測、残留応力の結果は「3.2溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」へ、溶接後の試験片は「3.1.1溶接割れ感受性評価試験」および「3.3応力腐食割れ感受性評価試験」へ供する。

#### (2) 溶接試験の方法

TIG溶接によるビードオンプレート溶接（図3-12）では、表3-1で示したSUS304、SUS316L、SUS310S、および表3-2で示した任意に化学組成を変化させた試験片を用いた。試験片形状は、3.1.1項のトランスバレストレイン試験と同様に100×50×5 mmとした。溶接電流120 A、溶接速度0.1 m/min、アーク長2 mmの条件（3.1.1項トランスバレストレイン試験と同一）とした。

TIGアーク異材溶接では、原子炉設備での使用を想定し、母材にはNi基600合金、ステンレス鋼SUS316L、低合金鋼SM490A、溶接材料としてSUS309L、82合金を用いた。供試材料の化学組成を表3-4に示す。なお、原子力発電設備を対象とすれば、低合金鋼は本来A533B鋼等を用いるべきだが、板状の素材の入手性を考慮し、化学組成に近いSM490Aを用

いた。試験片形状は、180×75×8 mmとし、突合せ溶接を行った（図3-13）。異材溶接時の化学組成の幅広い変化、すなわち、母材の希釈率（溶融量）を制御するため、試験片に深さ4 mm、ベベル角45°の開先加工をし、V形およびレ形開先を採用した。予備的検討により、異材溶接での適正溶接条件を調査し、いずれの開先溶接でも2層2パス、表3-5に示す溶接条件にて行うこととした。なお、1パス目の溶接が終了後、ワイヤーブラシで表面の酸化層をクリーニングし、50 °Cまでに冷却した後2パス目の溶接を行った。表3-6に示すように、V形開先溶接では、開先面が溶接線に対して対象であるため、母材と溶接材料の全ての組み合わせである6種類（W1～W6）を適用した。また、レ形開先溶接では、幅広い化学組成の溶接金属を作製するため、低合金鋼の母材の溶融が多くなる様に組み合わせを選択した（W7～W12）。なお、母材Aは45°の開先加工が施され、母材Bがフラットな開先となる。

表3-4 異材溶接試験での母材および溶接材料の化学組成 (mass%)

		Fe	Cr	Ni	C	Si	Mn	Mo	Nb	Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>
Base metal	SM490A	Bal.	-	-	0.16	0.28	1.36	-	-	0.42	5.48
	SUS316L	Bal.	17.55	12.09	0.01	0.41	0.85	2.09	-	20.26	12.94
	Alloy600	9.60	16.44	72.98	0.08	0.23	0.30	-	-	16.79	75.53
Filler wire	SUS309L	Bal.	23.54	13.70	0.02	0.48	1.55	-	-	24.26	15.11
	Alloy82	0.34	20.24	71.88	0.04	0.12	2.89	-	2.29	21.57	74.47

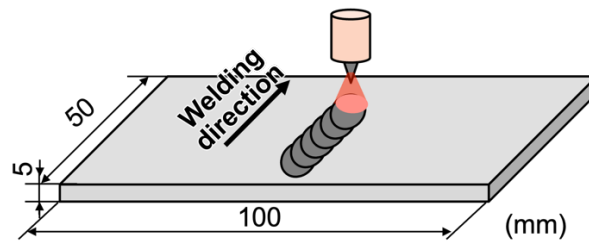


図3-12 ビードオンプレート溶接模式図

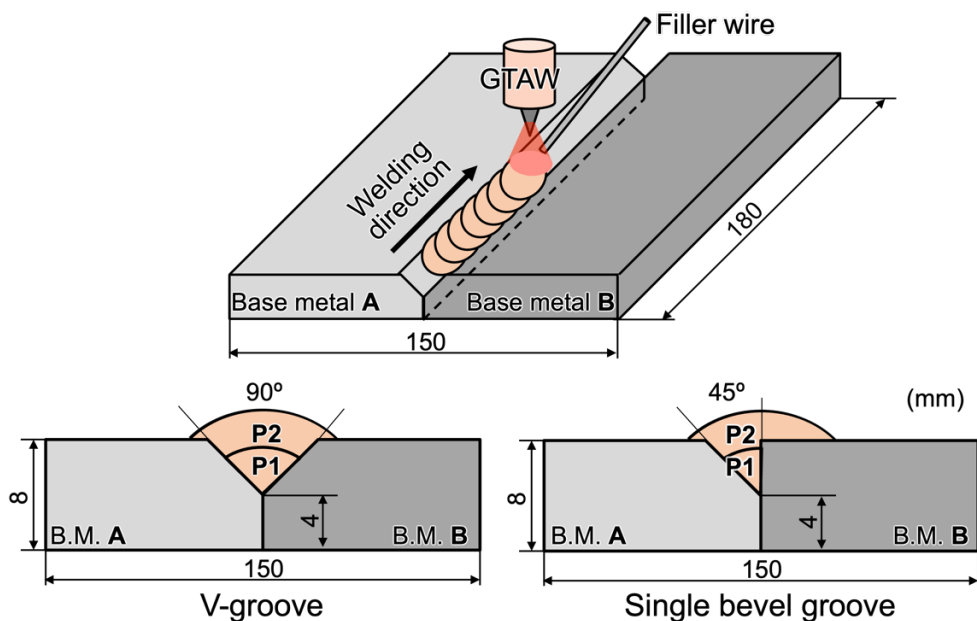


図3-13 異材溶接試験の模式図



表3-5 異材溶接試験での溶接条件

	Pass	Current, A	Voltage, V	Welding speed, mm/s	Arc length, mm	Heat input, kJ/cm	Wire feed speed, cm/min
<b>V-groove</b>	1	160	10.6	1.67	3	10.21	60
	2	180	11.8	1.67	3	12.78	120
<b>Single bevel groove</b>	1	180	10.8	1.67	3	11.64	25
	2	180	11.6	1.67	3	12.50	75

得られた溶接試験体は、図3-14に示すように、溶接金属部が中心となるように、110×50×5 mmの溶接割れ試験用（3.1.1溶接割れ感受性評価試験）に、110×50×2および3 mmのSCC試験用（3.3応力腐食割れ試験）に溶接の定常部から放電加工により試験片を切り出した。また残部は、高周波プラズマ発光分析装置（島津製作所製、ICPV-1017）を用いた異材溶接金属部の化学組成の計測ならびに、組織観察（詳細は3.1.2(4)に記す）に供した。

表3-6 異材溶接試験片での母材と溶接材料の組合せ

Sample No.	Groove	Base metal A	Base metal B	Filler metal
<b>W1</b>	<b>V</b>	SM490A	SUS316L	SUS309L
<b>W2</b>		SUS316L	Alloy600	
<b>W3</b>		SM490A	Alloy600	
<b>W4</b>		SM490A	SUS316L	Alloy82
<b>W5</b>		SUS316L	Alloy600	
<b>W6</b>		SM490A	Alloy600	
<b>W7</b>	<b>Single bevel</b>	SM490A	Alloy600	SUS309L
<b>W8</b>		Alloy600	SM490A	
<b>W9</b>		SM490A	SM490A	
<b>W10</b>		SM490A	SUS316L	Alloy82
<b>W11</b>		SUS316L	SM490A	
<b>W12</b>		SM490A	SM490A	

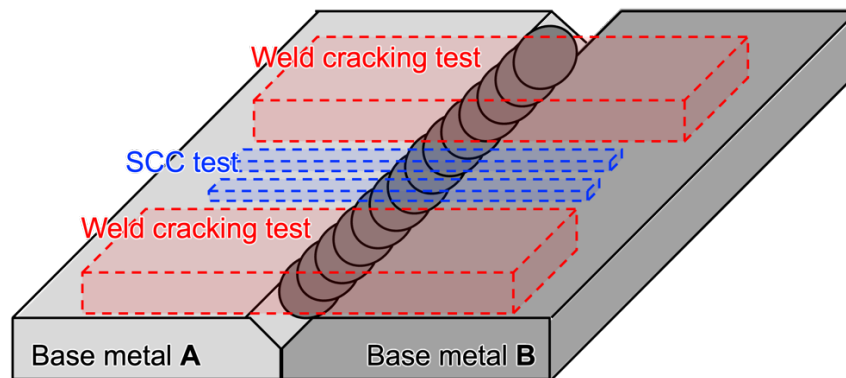


図3-14 試験片の採取位置

### (3) 温度計測の方法

温度計測では、予め溶融幅を求めた後、熱電対（R型とK型、 $\phi 0.5$  mm）を溶融境界線から外側の計4箇所を測定点とし、試験片表面にパーカッション溶接にて固定した。熱電対をデータ記録計（キーエンス製、NR-500）に接続し、溶接試験中の温度履歴を計測した。

### (4) ミクロ組織観察の方法

溶接後の試験片に対して、溶接定常部を溶接方向に対して垂直に切り出した後、研磨および琢磨を行った。コロイダルシリカを用いた琢磨により鏡面仕上げした後、シュウ酸を用いた電解腐食にて組織現出を行った。組織観察には、デジタルマイクロスコープ（キーエンス製、VHX-7000）ならびにSEM（日立ハイテクノロジーズ製、SU-1510）を用いた。また、元素分析にはSEMに設置されたEDS（アメテック製、Octane Elect）を用いた。

### (5) 熱力学データベースに基づく数値解析の方法

異材溶接を想定した任意化学組成を有する試験片での検討を行うため、被溶接材料となる母材ならびに溶接材料がそれぞれ異なる溶接を想定する。溶接時には、母材となるAとBの材料が溶接熱によって溶融し、溶接金属部に混入（希釈）するため、溶接金属の化学組成は、溶接材料と溶融した母材が混合したものとなる。母材が希釈する量は、材料の種類や溶接条件などに依存することから、異なる母材や溶接材料を適用する異材溶接において想定される溶接金属の化学組成は、無限に近い組合せとなる。

本研究では、母材には原子炉設備での使用が想定される低合金鋼A533B、オーステナイト系ステンレス鋼SUS316L、Ni基600合金を、溶接材料にはTIG溶接用のオーステナイト系ステンレス鋼溶接ワイヤSUS309L、Ni基合金ワイヤ82合金を検討対象とした。それぞれの溶接材料を適用した際に想定しうる化学組成範囲を、拡張したシェフラーの組織図上に示したマップを図3-15に示す。それぞれの範囲内で、化学組成が凝固温度範囲、生成相や元素の偏析などに及ぼす影響を調査した。凝固温度範囲と凝固割れ感受性に相関関係があることが知られていることから、化学組成の変化に伴う生成相や偏析が凝固温度範囲に及ぼす影響を調査した。数値解析では、CALPHAD法に基づく汎用ソフトウェアThermo-Calcを用いた。データベースには、Feおよび

びNiの含有量が50 mass%以上の場合は、Fe基およびNi基のデータベースを、それ以外の化学組成では固溶体データベースを用いた。Scheilモデルによる凝固計算を、図3-15で示した化学組成の範囲内で系統的に行い、種々の化学組成における液相線温度と固相線温度を算出し、この差を凝固温度範囲  $\Delta T$ として求めた。なお固相線温度は、固相率95 %温度を採用した。得られた結果を基に、本研究で検討する試験片の化学組成を検討した。

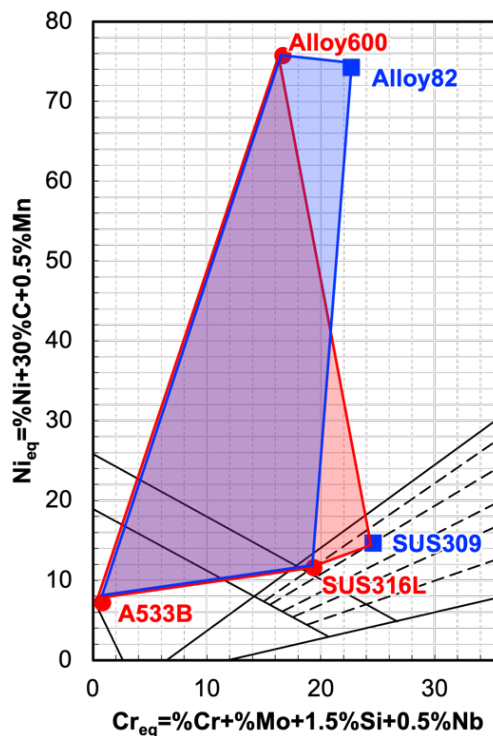


図3-15 拡張したシェフラー組織図中での化学組成範囲

#### (6) 残留応力の計測の方法

溶接残留応力の測定には、応力弛緩法（ひずみゲージ法）およびX線回折法を用いた。

ひずみゲージ法では、溶接試験後の試験片表面にひずみゲージを貼付した後、その周辺を板長10 mm、板幅10 mm、板厚5 および8 mmに切り出し、そこに存在していた残留応力を解放することによって生じるひずみの変化量を測定した。測定された溶接線方向ひずみ  $\epsilon_x$ 、溶接線直交方向ひずみ  $\epsilon_y$  の変化量を用いて、以下の関係式に基づいて溶接線方向残留応力  $\sigma_x$  と板幅方向残留応力  $\sigma_y$  をそれぞれ求めた。

$$\sigma_x = \frac{2}{R} \cdot \frac{1}{1-\nu^2} \cdot E \cdot (\Delta\epsilon_x + \nu \cdot \Delta\epsilon_y) \quad (3-2) \text{式}$$

$$\sigma_y = \frac{2}{R} \cdot \frac{1}{1-\nu^2} \cdot E \cdot (\Delta\epsilon_y + \nu \cdot \Delta\epsilon_x) \quad (3-3) \text{式}$$

ただし、R：ゲージファクター、E：縦弾性係数、 $\nu$ ：ポアソン比であり、本検討では、縦弾性係数Eを198.5 MPa、ポアソン比 $\nu$ を0.294とし、ゲージファクターRには2.15を用いた。

一方、X線回折法では、試験片表面の加工層を除去するために表面から0.2 mm深さまで電解研磨を実施した後に、表3-7に示す条件で測定を行った。なお、溶接金属部周辺では粗大粒などの影響を勘案して測定条件を一部変更して測定を行った。測定にはRigaku社製のMSF/PSPCを用いた。

表 3-7 X線回折法の測定条件

Wavelength, nm	0.250483 (VK $\alpha$ )
Power, kV, mA	30, 10
Beam size, mm	2x2
Diffraction plane	$\gamma$ -Fe {220}
Measuring time, s	120
$\phi$ angle (point)	45° (30point)
Rocking	$\omega$ axis: $\pm 5^\circ$
Young's modulus, GPa	209.76
Poisson ratio	0.2777

## (7) 温度計測の結果

### 【R3-R4】

令和3年度は商用合金を、令和4年度は真空溶解炉にて任意に化学組成を変化させた試験片を用い、溶接過程における溶接部近傍の温度履歴を計測した。いずれの試験片においても、熱源であるTIGアークの通過時に直ちに加熱され、最高到達温度を示した後に冷却された。最高到達温度や冷却速度は、熱電対の設置位置によって異なるものの、Ni当量やCr当量などが変化しても最高到達温度の分布傾向に大きな差は認められなかった。これらの結果は「3.2溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」へ供することで、数値解析モデルの検証に使用した。

### 【R5】

令和5年度に実施した結果を以下に記す。

母材にSUS316Lおよび600合金を、溶接材料にSUS309Lを用いたV型開先異材溶接での温度履歴を図3-16に示す。凡例の距離は、熔融境界から熱電対設置位置までの距離であり、溶接試験後に試験片表面をデジタルマイクロスコープにて観察することで計測した。熱源であるアークの通過時に直ちに加熱され、最高到達温度を示した後に冷却される。加熱速度に対する熱電対の設置位置の明確な影響はなく、また、1パス目と2パス目での大きな差異も認められない。また、図3-17に母材にSM490A（フラット側）および600合金（45°開先側）を、溶接材料にSUS309Lを用いたレ型開先異材溶接での温度履歴を示す。V形開先溶接での結果と同様の傾向が認められる。同様に、種々の母材と開先の組み合わせにおいても温度計測を実施したところ、同様の結果が得られた。これらの結果は「3.2溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」へ供した。

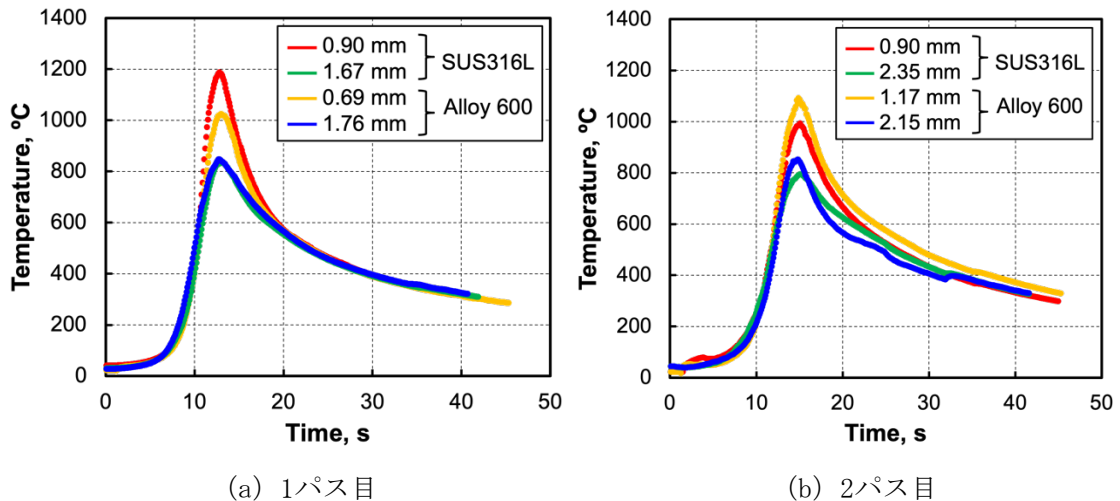


図3-16 V型開先異材溶接での各測定点における温度履歴  
(母材：SUS316Lおよび600合金、溶接材料：SUS309L)

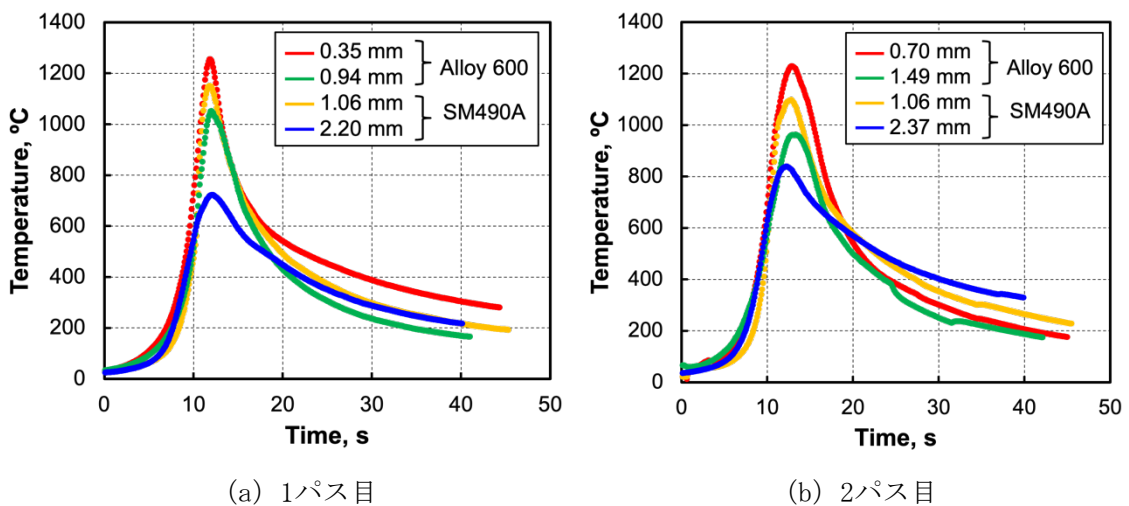


図3-17 レ型開先異材溶接での各測定点における温度履歴  
(母材：SM490Aおよび600合金、溶接材料：SUS309L)

### (8) 溶融形態およびマイクロ組織観察の結果

#### 【R3-R4】

令和3年度は商用合金を、令和4年度は真空溶解炉にて任意に化学組成を変化させた試験片を用い、溶融形態ならびにマイクロ組織観察を行った。Nbの含有の有無にかかわらず、Cr当量およびNi当量の低い場合では、溶接ビード幅が狭く、深い形態を示した。また、Cr当量が増加すると、比較的広く浅い溶融部が得られることがわかった。したがって、融形態に対するNb含有の影響は小さく、Cr当量やNi当量の影響が大きいことが示唆される。

一方、マイクロ組織形態は、Nbを含有しない試験片では、いずれの試験片においてもオーステナイト相のセル組織のみが観察され、セル境界などでの晶出物や析出物は認められなかった。これに対し、Nbを含有する試験片では、いずれの試験においてもセル境界にNbCの生成が認められた。NbCはNbの凝固偏析に起因して生成することから、当該試験片においても凝固偏析やこれに伴う第二相の晶出が生じていることが示唆された。

【R5】

令和5年度に得られた結果を以下に記す。

図3-18に異材溶接試験後の溶接ビード断面を示す。いずれの試験片においても1パスと2パスの間や母材との融合不良はなく、良好な溶接部が得られている。いくつかの試験片では、開先底部での未溶融箇所があるが、本溶接は試験片の作製のため試験片採取に対しては大きな影響ないと考えられる。V形開先溶接の場合（W1～W6）、溶接方向に対する開先形状が対象であるにも関わらず、左右それぞれの母材の溶融量が異なっており、SM490Aの溶融量が相対的に少ない傾向が認められる。SM490AはSUS316Lや600合金に比べて融点が高いことに起因すると考えられる。一方、レ形開先溶接の場合（W7～W12）、開先加工されていないフラット側（図3-18右側に配置された母材）の母材の溶融幅は狭くなるが、融合不良等もなく十分に溶融している。

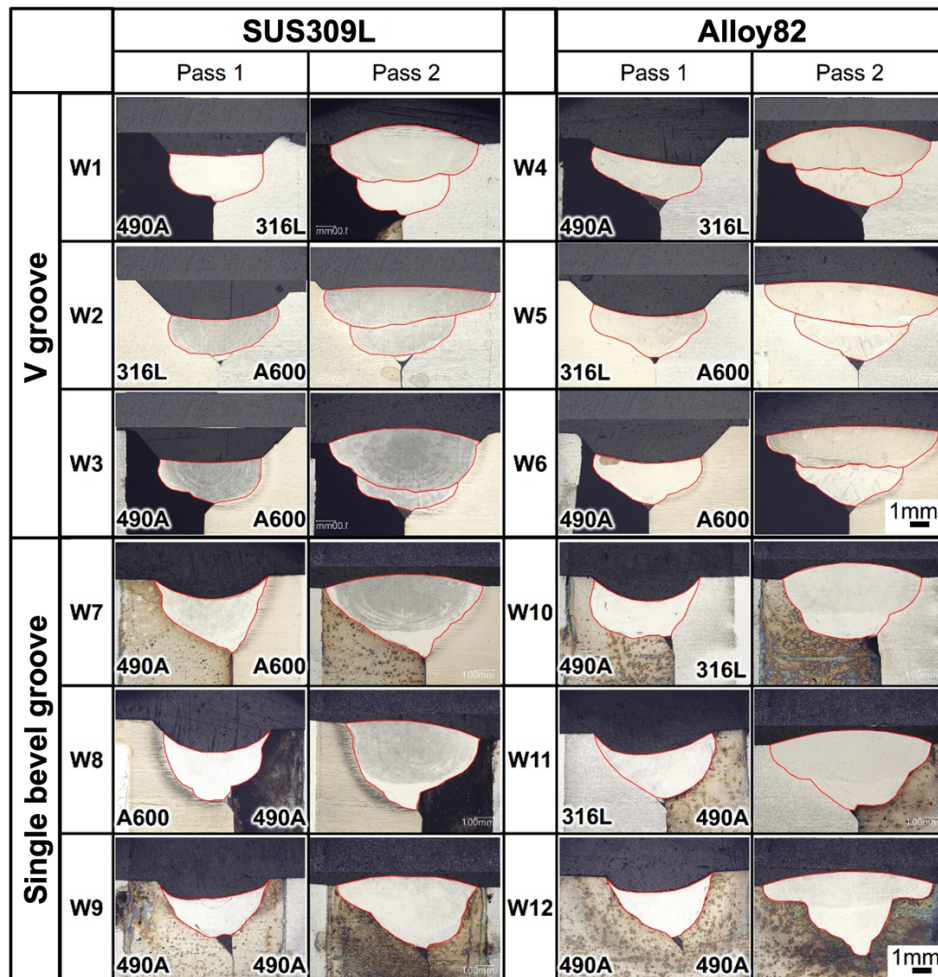


図3-18 溶接ビードの断面組織



表3-8 異材溶接試験での溶接金属中の母材および溶接材料の割合

Sample No.	Base metal A	Base metal B	Filler metal	Base metal A	Base metal B	Filler metal
W1	SM490A	SUS316L	SUS309L	6.6%	5.8%	87.5%
W2	SUS316L	Alloy600		7.3%	10.8%	81.9%
W3	SM490A	Alloy600		10.6%	9.4%	80.1%
W4	SM490A	SUS316L	Alloy82	9.9%	7.8%	82.4%
W5	SUS316L	Alloy600		9.1%	7.8%	83.1%
W6	SM490A	Alloy600		9.7%	9.5%	80.8%
W7	SM490A	Alloy600	SUS309L	25.7%	26.0%	48.2%
W8	Alloy600	SM490A		23.8%	27.6%	48.6%
W9	SM490A	SM490A		21.2%	30.4%	52.8%
W10	SM490A	SUS316L	Alloy82	23.7%	17.0%	59.3%
W11	SUS316L	SM490A		11.5%	31.7%	56.8%
W12	SM490A	SM490A		20.0%	12.0%	68.0%

2パス溶接後の溶接金属中の各母材および溶接材料の割合を面積率から算出した結果を表3-8に示す。V形開先では、いずれの試験片においても溶接材料の割合は80 %程度であり、母材はそれぞれ10 %程度である。これに対しレ形開先では、溶接材料の割合は50~60 %程度、各母材は20~30 %となる。したがって、開先形状を変化させることで、溶接金属中の溶接材料や母材の割合、すなわち化学組成を幅広く変化させることができることがわかる。

各試験片の溶接金属部に対して高周波プラズマ発光分析により化学組成を計測した。得られた結果は表3-3に示した。高周波プラズマ発光分析により得られた化学組成は、表3-8で示した各試験片の希釈率から算出した化学組成と同等の値を示していた。表3-3に示した化学組成からNi当量とCr当量を算出し、拡張したシェフラー組織図にプロットした結果を図3-19に示す。なお、比較のため令和4年度に作製した任意化学組成試験片の化学組成も合わせてプロットしている。V形開先異材溶接の試験片（W1~W6）では、溶接材料の割合が高かったため、各試験片のプロットは溶接材料のプロットに近い範囲で分布する。一方、レ形開先異材溶接の試験片（W7~W12）では、母材の溶融量が増加するため、溶加材のプロット点から離れた位置で広範囲に分布していることがわかる。また、試験片W1およびW9を除いた全ての試験片は、シェフラー組織図中のオーステナイト単相となる領域に位置している。試験片W1はオーステナイト+フェライト領域に、試験片W9はマルテンサイト領域に位置している。令和4年度に作製した任意化学組成の試験片と合わせると、本研究で採用した原子炉設備での使用が想定される低合金鋼、ステンレス鋼、Ni基合金の化学組成で囲まれる範囲の中で広範囲に分布した試験片を作製できていることがわかる。

異材溶接試験片溶接金属部の光学顕微鏡像を図3-20に示す。いずれの試験片においても、明瞭なデンドライト組織が認められる。Ni基82合金を溶接材料として使用した試験片W4~W6および試験片W10~W12ではデンドライト間に黒い点状の生成相が観察される。また、試験片W1ではフェライトの生成も確認される。これらの傾向を調査するため、SEM観察を行った。試験片W1ではオーステナイト相とバミキュラー状のフェライト相が、試験片W2~W6

ではオーステナイト相のみが観察される。また、Nbを含有する試験片W4～W6ではセル境界に白色の第二相の生成が認められる。生成相の種類を推定するため、EDSを用いて元素分析を行ったところ、主としてNbやCが検出された。Nbを含有する試験片の化学組成における凝固過程の数値解析の結果、凝固過程でNbCの生成が認められたことから、白色の生成相はNbCであると推察される。またこれらの傾向は、試験片W7～W12でも同様であった。したがって、試験片W1を除いた試験片W2～W12の試験片では、オーステナイト単相で凝固し、Nbを含有する場合（試験片W4～W6、試験片W10～W12）では、凝固過程にNbCが晶出したと考えられる。試験片W1は、オーステナイト相とバミキュラー状のフェライト相が認められ、Cr当量とNi当量の比が1.48を超えることから、フェライト+オーステナイトで凝固するFAモード凝固を呈したと考えられる。凝固過程でのフェライトの生成は溶接割れ感受性を低減することが知られているため<sup>(2)</sup>、図3-5で示したBTRも他の試験片に比して低い値を示したと考えられる。

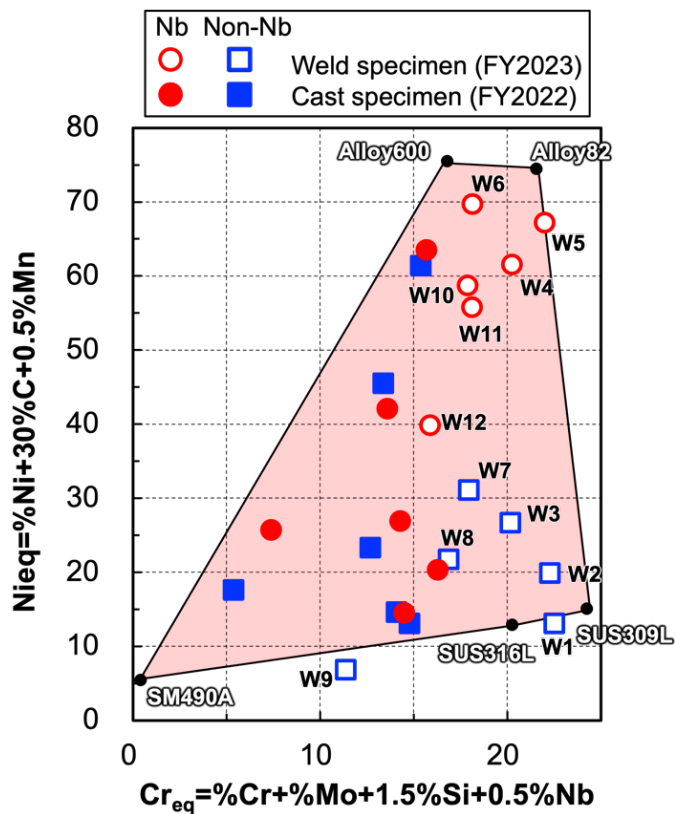


図3-19 拡張したシェフラー組織図中の試験片の化学組成の分布



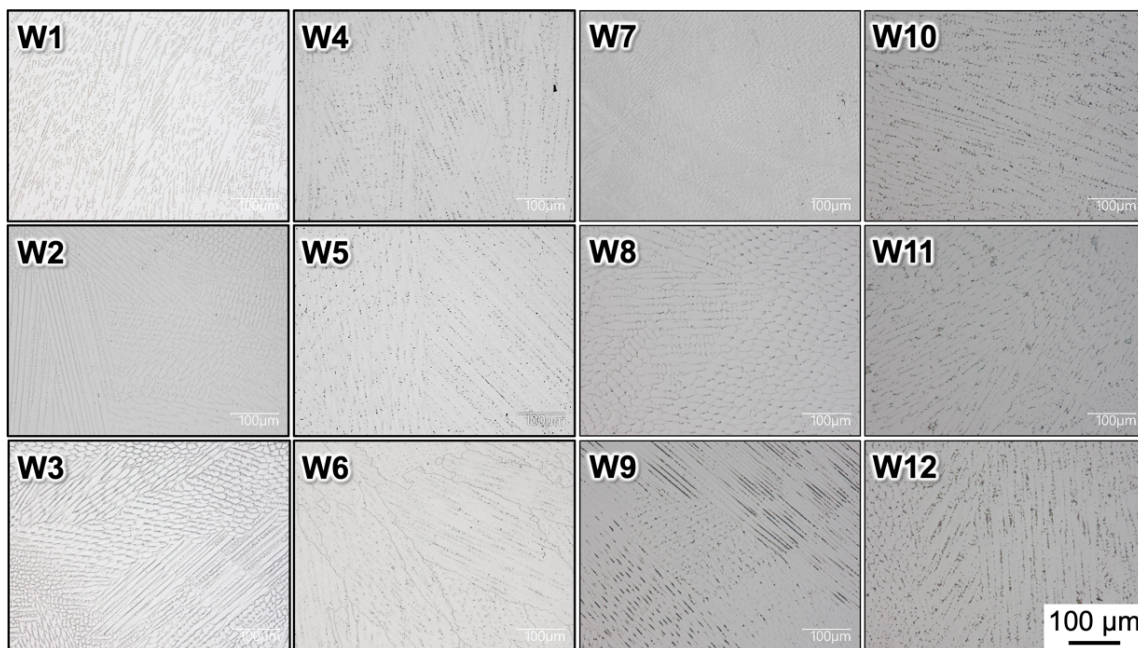


図3-20 異材溶接試験片溶接金属部の組織形態（光学顕微鏡）

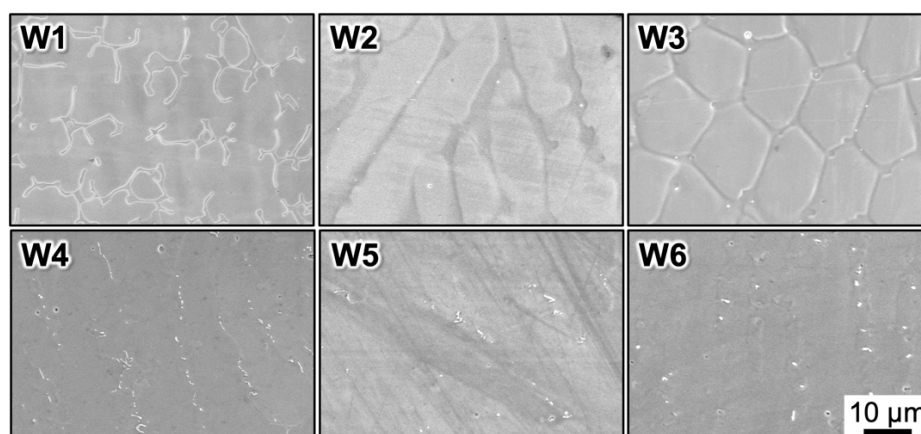


図3-21 異材溶接試験片溶接金属部の組織形態（SEM）

### (9) 熱力学データベースに基づく数値解析の結果

#### 【R3-R4】

実際の溶接施工を考慮し、本研究で対象とする母材であるA533B、SUS316L、600合金、溶接材料であるSUS309L、82合金について、2種類の母材と1種類の溶接材料の組合せでの化学組成範囲での凝固温度範囲  $\Delta T$  を算出した。主としてオーステナイト相が生成するが、Nbのオーステナイトへの分配係数は低いため、Nbを含有する場合は凝固偏析が生じやすく、凝固完了温度の低下、すなわち  $\Delta T$  が拡大しやすい。そのため、Nbを含有する82合金とSUS309Lとは異なった傾向を示し、82合金の割合の変化に伴いNb含有量が増えるため、より複雑な  $\Delta T$  の分布となったことが示唆された。そこで、Nb含有に伴う  $\Delta T$  の分布に対し、Nbの含有量を0～2.5 mass%に変化させて  $\Delta T$  を算出したところ、Nb含有量の増大に伴い、 $\Delta T$  は増大し、Nb含有量1.5 mass%以上では、Ni当量約24でCr当量は比較的広い範囲で

高くなり、Ni当量の高い領域では低い  $\Delta T$ を示す傾向が認められた。

これらの結果を基に、令和4年度に作製した任意の化学組成を有する試験片の化学組成を決定するとともに、 $\Delta T$ とBTRの相関関係を導出した。

#### 【R5】

令和5年度もこれの計算方法を活用し、BTRと $\Delta T$ の関係（図3-6）に加え、Cr、Ni量変化に伴う液相線、固相線、NbC晶出温度（図3-8）、分配係数（図3-9）の変化など、割れ発生と溶接時の凝固現象の関係に関する考察に適用した。

### (10) 残留応力計測の結果

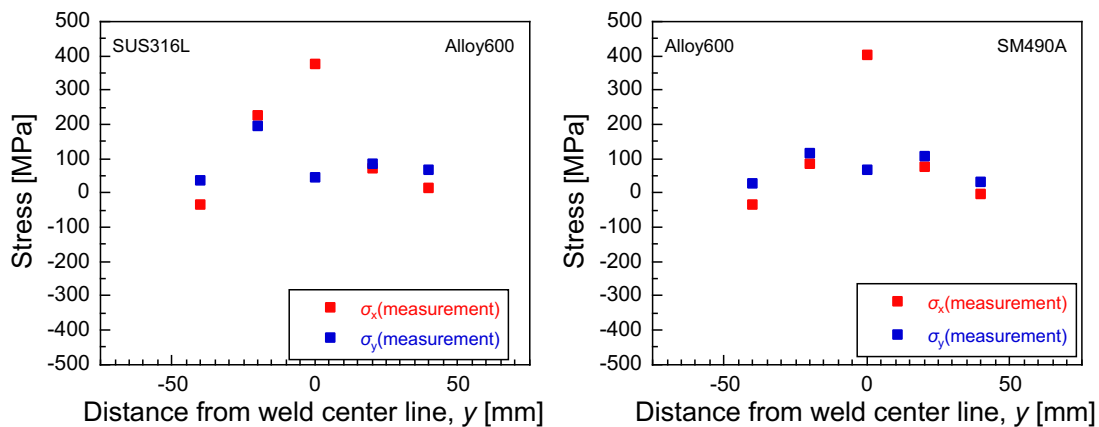
#### 【R3-R4】

令和3年度では、市販材SUS316Lのメルトラン溶接試験片に対するひずみゲージ法による残留応力測定を実施し、溶接プロセスシミュレーションモデルの検証に用いた。令和4年度では、ひずみゲージ法に加えて、X線回折法による市販材SUS316Lのメルトラン溶接試験片に対する残留応力測定を実施し、溶接プロセスシミュレーションモデルの検証に用いた。その際、粗大粒などの影響が原因と考えられるが、X線回折法よりもひずみゲージ法による測定精度が比較的良好であることを確認し、以降の検討ではひずみゲージ法を用いることとした。ひずみゲージ法を用いて、任意化学組成を有する板材へのメルトラン試験片を対象として残留応力測定を実施し、溶接プロセスシミュレーションモデルの検証に用いた。

#### 【R5】

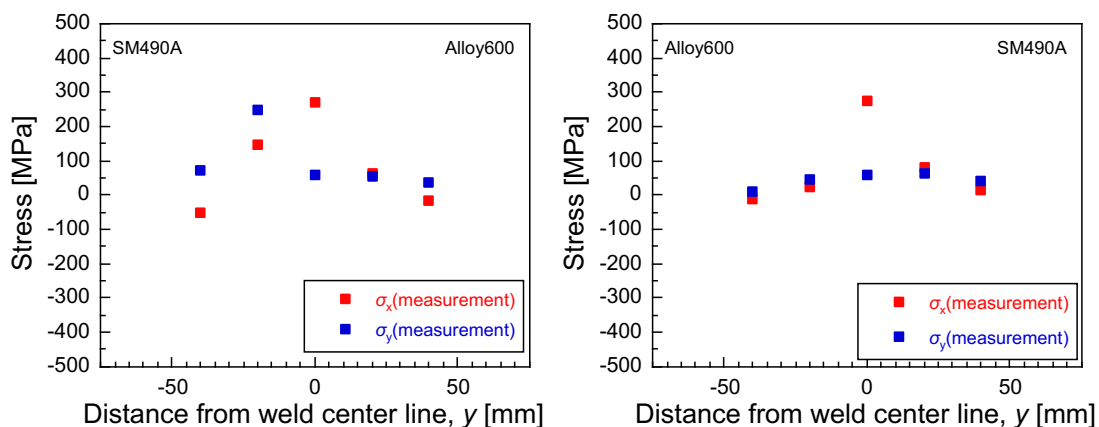
3.1.2(2)に記した方法で、SM490A、SUS316L、600合金のいずれかを母材とし、溶接材料にSUS309あるいは82合金を用い、TIG溶接により異材溶接試験体を作製した。母材の対称性、開先形状（V形とレ形）を考慮し、表3-6に示したW2、W6、W7、W8、W11の組合せを適用した。これらの異材溶接試験体に対して、ひずみゲージ法により残留応力測定を実施した結果を図3-22に示す。いずれの試験体における測定結果でも、溶接線近傍において溶接線方向残留応力（ $\sigma_x$ ）は比較的高い引張応力を示すのに対して、板幅方向残留応力（ $\sigma_y$ ）は比較的低い引っ張り応力となっている。また、 $\sigma_x$ は溶接線から離れるにつれて引張応力が低下し、次第に圧縮応力となる傾向が見られており、一般的な溶接残留応力の分布特性として知られているように、自己平衡している分布傾向が確認できる。

さまざまな材料や開先形状の組合せで作製した溶接試験体において、母材材料の違いに起因した応力値の差異が確認でき、溶接残留応力分布は溶接線に対して対称な分布とはなっていない。溶接金属部における残留応力値には大きな差異は認められない。これは令和4年度における任意化学組成を有する試験片においても見られた傾向と同様である。これらの結果は「3.2溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」へ供する。



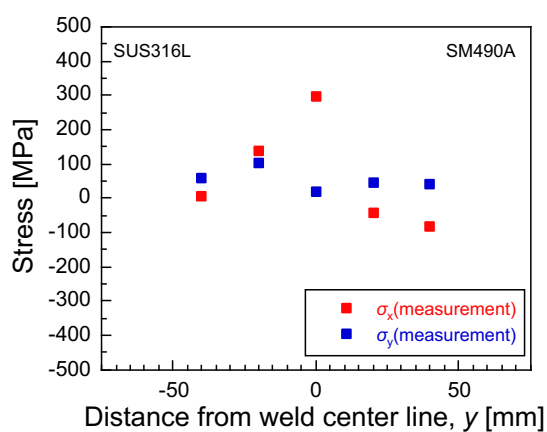
(a) W2

(b) W6



(c) W7

(d) W8



(e) W11

図3-22 溶接残留応力分布の比較

### 3.1.3 任意化学組成試験片作製【R3-R5】

#### (1) 試験の目的

令和3年度に導入した真空溶解炉にて、適正な溶解等の条件を調査するとともに、令和4年度には任意化学組成の試験片を作製する。令和5年度では、令和4年度の結果を踏まえ、溶接割れ性やSCC性のデータベース構築や影響因子の検討のため、任意化学組成の試験片を真空溶解炉にて作製する。得られた試験片は、3.1.1 溶接割れ感受性試験および3.1.2 溶接試験、3.3 SCC試験に供する。

#### (2) 試験方法

出発材料には、600合金、SM490A、A533B、SUS310S、SUS430、A533B、フェロニオブを用いた。1回の溶解での重量を3 kgとし、前項で選定したCr当量およびNi当量となるように、これらの出発材料の含有量を調整した。それぞれのCr当量、Ni当量に応じた試験片の化学組成を表3-2に示す。試験片番号1-1～6がNb含有なし、2-1～6がNb含有ありの試験片を示している。溶解にはCPるつぼを用いた。400 °C/hで加熱し、1600 °Cに到達後所定の時間保持し溶製した。溶解時の真空度や不活性ガスの導入などの溶解条件を検討した。冷却後取り出したインゴットは、ワイヤ放電加工によって溶接割れ感受性試験及び溶接試験用の50 × 100 × 5 mm、ならびにSCC試験用の75 × 10 × 2 mmに切り出した。また得られた試験片の化学組成は高周波プラズマ発光分析装置（島津製作所製、ICPV-1017）により計測した。

#### (3) 試験結果と考察

##### 【R3-R4】

はじめに新たに導入した真空溶解炉にて、加熱方法や真空条件、不活性ガスなどの適正な溶解等の条件を調査した。その結果、加熱過程は真空とし、熔融直前に高純度Arガスを流入しその後冷却開始前に再度真空にすることで、引け巣の少ない良好な表面形態のインゴットを作製できることを見出した。この溶解条件を基に、熱力学データベースに基づく数値解析結果を基に導出した12種類の化学組成となるように試験片を作製し、Cr量に少しバラツキが生じたものの、概ね狙い値に近い化学組成を得ることができた。

##### 【R5】

令和4年度まで得られた適切な溶解条件を基に試験片を作製した。令和4年度に検討した熱力学データベースに基づく数値解析結果をもとに $\Delta T$ の変化の大きかったNi当量を変化させた試験片を作製した（表3-2に示した1-1および1-6に該当）。得られたインゴットの化学組成を高周波プラズマ発光分析により計測した。表3-9に示すように、狙い値に近い試験片が得られていることがわかる。なお、真空溶解炉での試験片作製では各種試験への加工に時間を要する。3.1.2溶接試験での異材溶接試験片でも、母材と溶接材料、開先形状の組み合わせの選択により、化学組成の制御が可能である。これは、図3-19からもわかる。また、真空溶解後のインゴットからの板材試験片の加工の時間も短くできることから、令和5年度におけるデータベースの拡充や影響因子の検討は、主として異材溶接試験片を用いて進めることとした。

表3-9 試験片の化学組成の分析結果 (mass%)

	Fe	Cr	Ni	Mn
<b>1-1(20Ni-7.5Cr)</b>	68.9	7.3	22.7	1.18
<b>1-6 (50Ni-15Cr)</b>	30.8	14.9	53.3	0.34

参考文献

- (1) 才田、松下、西本、木内、中山： 超高純度310系ステンレス鋼の高温割れ感受性に及ぼす微量・不純物元素の定量的寄与、溶接学会論文集、 31 (2013) p. 56-65.
- (2) K. Kadoi, S. Ueno, H. Inoue, “Effects of ferrite content and concentrations of carbon and silicon on weld solidification cracking susceptibility of stainless steels”, Journal of Materials Research and Technology, Vol. 25, (2023), p. 1314-1321.

### 3.2 溶接プロセスシミュレーションモデルの構築【R3-R5】

#### 3.2.1 令和4年度までの実施内容・成果の概要

令和3年度は、溶接アーク・プラズマの数値解析<sup>(1)</sup>により得た母材への熱輸送特性に基づいてガウス分布（(3-4)式）を有する表面熱源モデルを用いる溶接シミュレーション手法（図3-23）に関して、溶接入熱条件に基づく熱源モデル化手法を確立するために商用ステンレス鋼を対象として検討を行った。FEMを用いた熱伝導解析および熱弾塑性解析を実施し、数値解析結果から得られる温度履歴や溶込み形状、残留応力分布を実測結果と比較することで、それらが良好に一致することを確認し、本溶接プロセスシミュレーションモデルの有用性を示した。

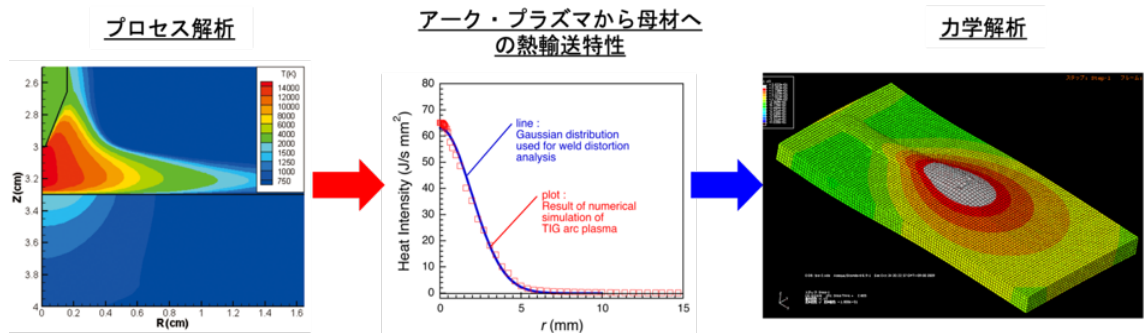


図3-23 溶接プロセスシミュレーションモデルの概要

$$w(x, y, t) = \frac{Q}{\pi R^2} \exp\left\{-\frac{(x-vt)^2}{R^2}\right\} \exp\left\{-\frac{y^2}{R^2}\right\} \quad (3-4) \text{式}$$

ただし、 $w(x, y, t)$ ：表面熱流束、 $q$ ：単位時間あたりの入熱量、 $R$ ：ガウス半径、 $v$ ：溶接速度、 $t$ ：時間である。

令和4年度は、令和3年度に検証・確立した“プロセス条件に応じた熱源モデル化手法”を活用した溶接シミュレーションモデルの異材溶接部評価への適用に向けて、異材溶接部を想定した任意の化学組成を有する材料を対象として検討を行った。商用ステンレス鋼を対象とした本シミュレーションモデルの有用性の追加検証の後、化学組成の異なる複数の材料を対象として同様に溶接プロセスシミュレーションを実施し、温度履歴や溶込み形状、残留応力分布の実験結果との比較を通して、本溶接プロセスシミュレーションモデルが異材溶接を想定して作製した化学組成の異なる材料に対しても適用できることを示した。

#### 3.2.2 令和5年度の実施内容・成果

令和5年度は、令和4年度までに確立した溶接条件に応じた熱源モデル化手法を用いた熱伝導解析、熱弾塑性解析により、3.1.3で作製した任意化学組成試験片について、溶融形態や温度から計算モデルの妥当性を確認し検証した。また、3.1.2で実施するTIG溶接試験と同一のプロセス条件での溶接プロセスシミュレーションを行い、溶融形態（化学組成）や残留応力の数値解析法の精度を検討した。

データベースとシミュレーションによる溶接部の信頼性予測・診断のためのテラード溶接プロセスシミュレーションシステムを構築した。

具体的には、検証した溶接プロセスシミュレーションモデルを活用して、異材溶接試験体を対象とした熱伝導解析および熱弾塑性解析を実施した。溶込み形状・寸法や残留応力分布の数値解析結果を実験結果と比較することで、本溶接シミュレーションモデルの異材溶接部の評価への適用性を検証した。

#### (1) 異材溶接の条件・方法

TIG溶接法により作製した異材突合せ溶接試験体を溶接プロセスシミュレーションモデルの解析対象とした。3.1.2(2)に記した方法で、低合金鋼SM490A、オーステナイト系ステンレス鋼SUS316L、Ni基600合金のいずれかを母材とし、溶接材料にオーステナイト系ステンレス鋼SUS309あるいはNi基82合金を用い、母材の対称性、開先形状（V形とレ形）を考慮し、表3-6に示したW2、W6、W7、W8、W11の組合せでの異材溶接試験を解析対象とした。試験片の形状および寸法は、図3-13に示した異材溶接試験である板長180 mm、板幅（2枚突合せた状態）150 mm、板厚8 mmと同一とした。母材・溶接材料の組合せと開先形状に応じて異材溶接時の溶接金属部の計算には、実験での化学組成から、表3-3に示す条件となり、令和4年度までに取得した任意化学組成試験片の材料特性を使用することを想定している。溶接入熱条件は、表3-5に示した異材溶接試験と同一とし、1パス目では溶接電流160 A、溶接速度1.67 mm/s、ワイヤ供給速度60 cm/min、2パス目では溶接電流180 A、溶接速度1.67 mm/s、ワイヤ供給速度120 cm/minとした。なお、パス間温度は50 °C以下とした。

#### (2) 数値シミュレーションモデルおよび解析条件

溶接プロセスシミュレーションモデルは令和4年度までと同様であり、有限要素モデルは異材溶接試験体を模擬した図3-24に示す形状・寸法である。各パスの肉盛溶接部に対して溶接入熱（ $q = 1170 \text{ J/s}$ ）を模擬した熱流束を与えることで溶接を模擬した。なお、試験片モデルの初期温度は20°Cとし、対称面を除く各面に境界条件として空気との熱伝達（雰囲気温度20°C、熱伝達率25 W/m<sup>2</sup>K）とステファンボルツマン則に従った熱放射（熱放射率0.4）を設定した。以上の条件で熱伝導解析を行って取得した温度解析結果を基に熱弾塑性解析を実施することで溶接残留応力分布を評価した。

数値解析に用いる材料特性には、母材として採用したM490A、SUS316L、600合金を想定した材料特性を用い、溶接金属部に表3-10に示す条件に対応する令和4年度までに取得した任意化学組成での材料特性を用いた。熱伝導解析に用いる母材の材料特性を図3-25に、熱弾塑性解析に用いる母材の材料特性を図3-26および図3-27にそれぞれ示す。これらは令和4年度と同様に、熱力学計算ソフトを用いて取得、あるいは、強度特性は引張試験を行い市販材SUS316Lとの差異（比）に基づいて設定した。



表3-10 異材溶接試験片溶接金属部と任意化学組成試験片との対応

異材溶接試験片	任意化学組成試験片
W2	1-3
W6	1-6
W7	1-3
W8	1-3
W11	1-6

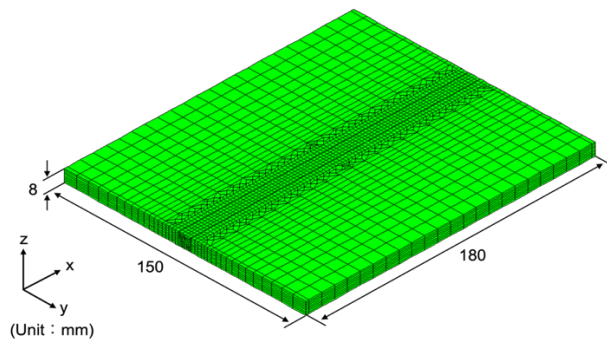


図3-24 有限要素モデル

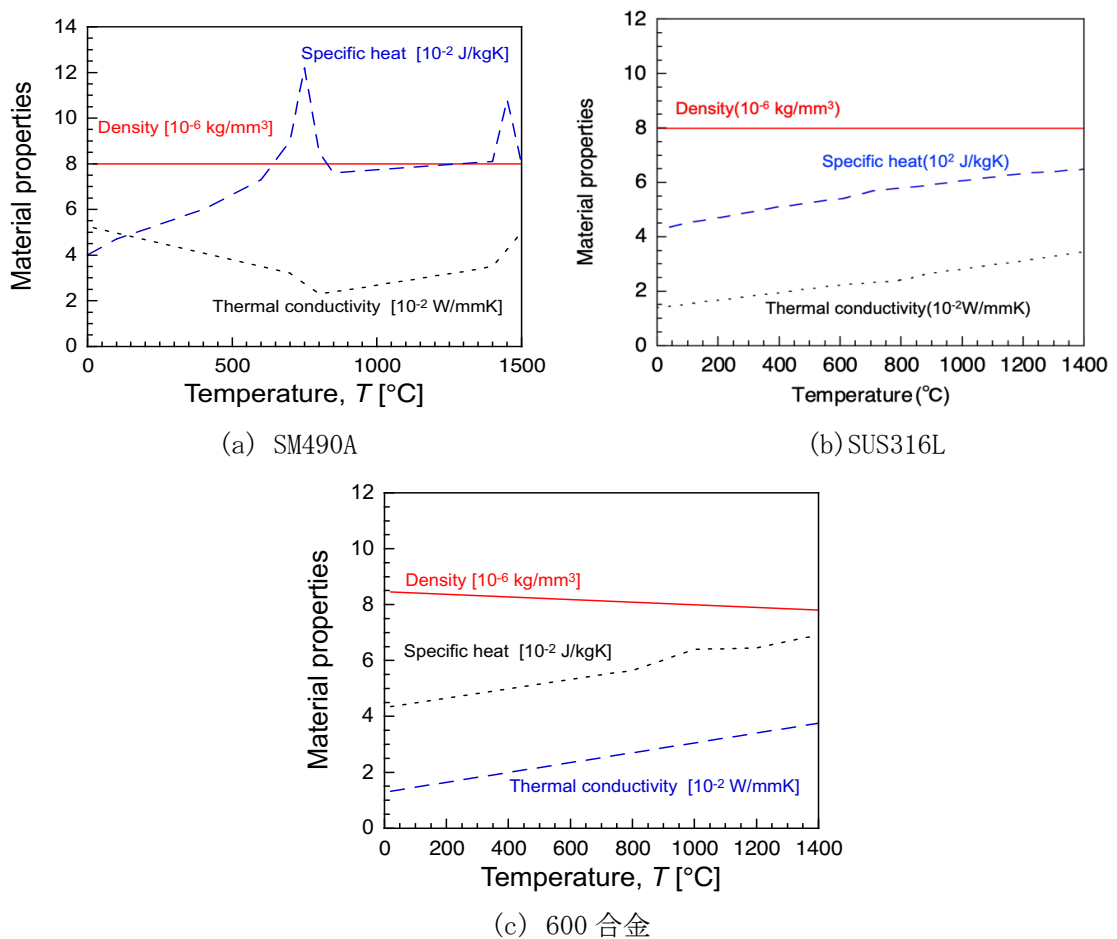
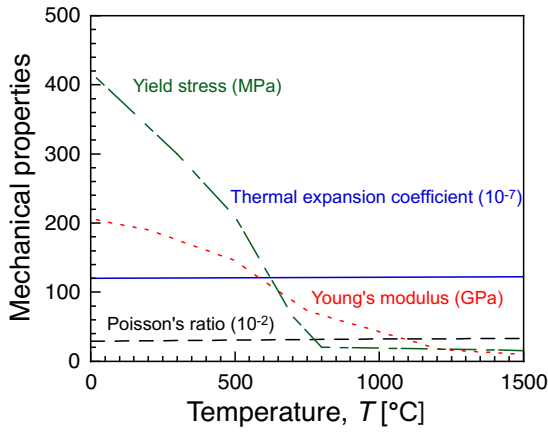
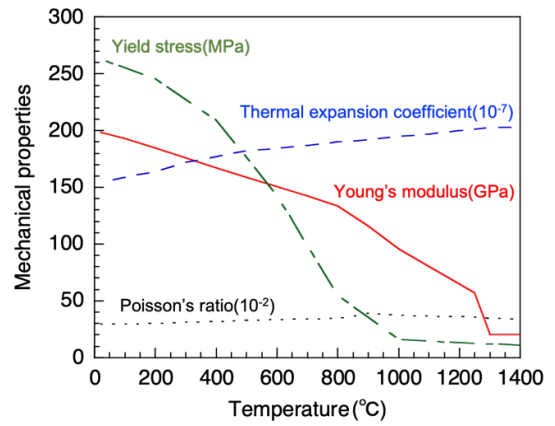


図 3-25 熱伝導解析で用いる母材の材料特性

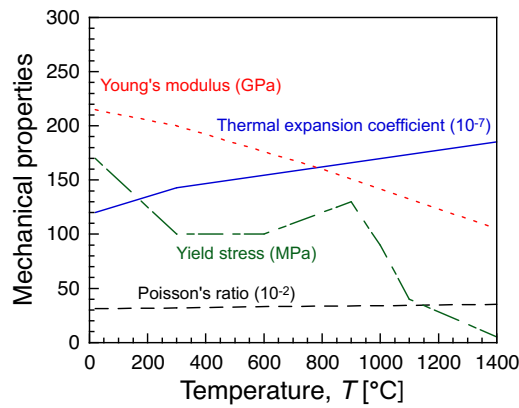




(a) SM490A

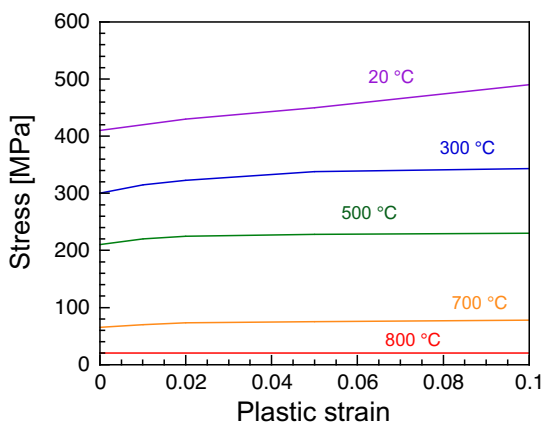


(b) SUS316L

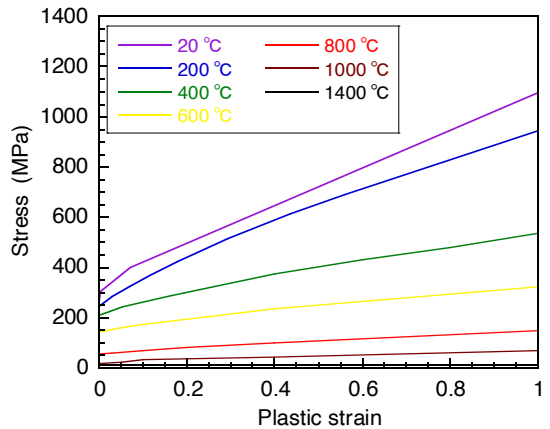


(c) 600 合金

図 3-26 熱弾塑性解析で用いる母材の材料特性

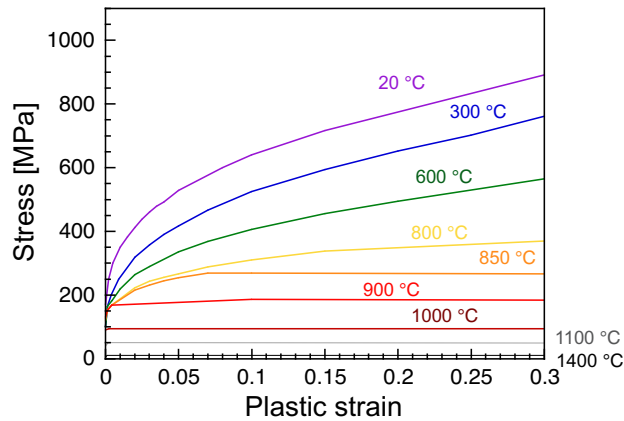


(a) SM490A



(b) SUS316L

図 3-27 母材の応力-ひずみ関係 (加工硬化特性) (1/2)



(c) 600 合金

図 3-27 母材の応力-ひずみ関係（加工硬化特性）（2/2）

母材と溶接材料の組合せや開先形状に応じて化学組成が異なる溶接金属部の材料特性は、本検討条件範囲では、表3-4に示すように、およそ2種類（1-3、1-6）に分類できるため、熱伝導解析および熱弾塑性解析に用いる各種材料特性を図3-28、図3-29、図3-30に示すようにそれぞれ設定した。以上の各種材料特性を用いて、熱伝導解析および熱弾塑性解析を行い、異材溶接部を対象として、令和4年度までと同様に、溶込み形状・寸法や溶接残留応力分布を評価する。

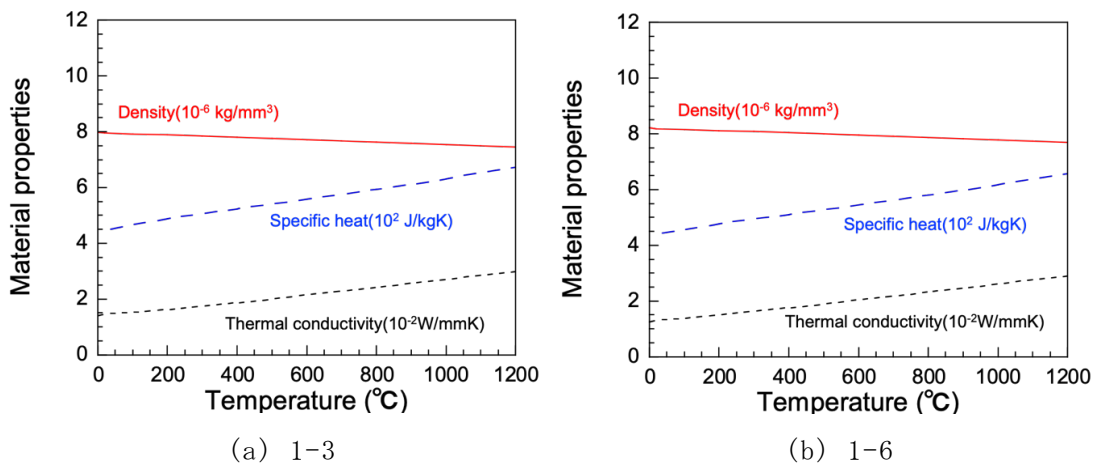


図 3-28 熱伝導解析で用いる溶接金属部の材料特性

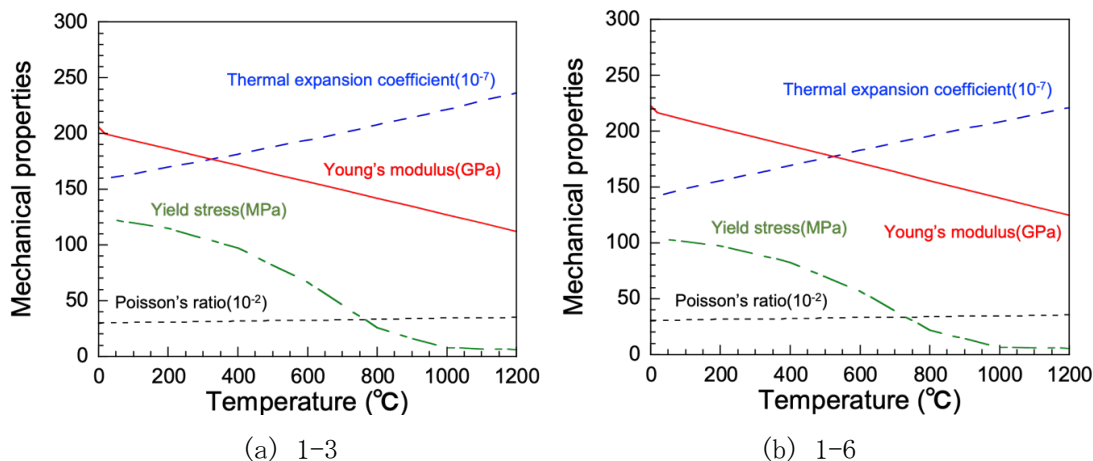


図 3-29 熱弾塑性解析で用いる溶接金属部の材料特性

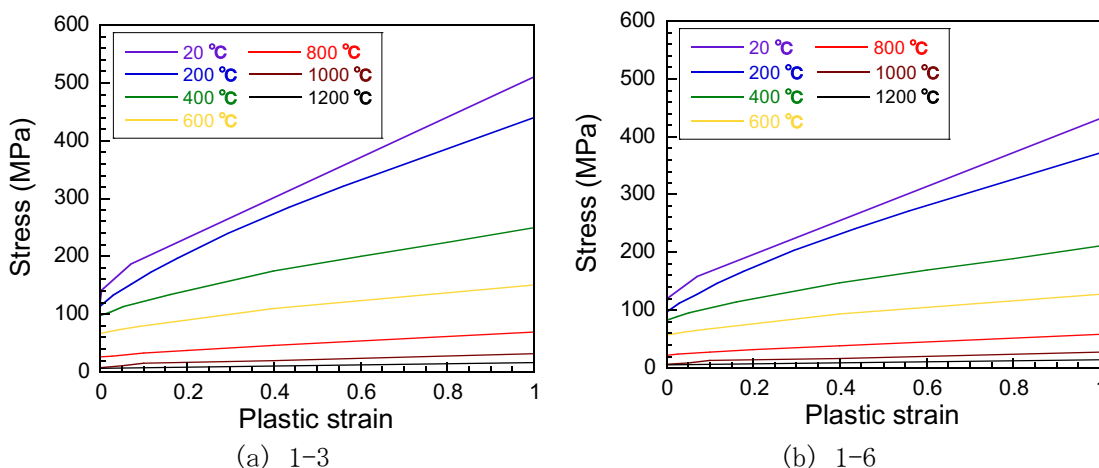


図 3-30 溶接金属部の応力-ひずみ関係（加工硬化特性）

### (3) 数値解析結果の分析と考察

表3-6に示したW2、W6、W7、W8、W11の組合せでの異材溶接試験を対象として、溶接プロセスシミュレーションによって得られた最高到達温度分布のコンター図ならびに溶込み形状・寸法を図3-31に示す。同じ溶接入熱条件で溶接を施しているが、材料が異なることに起因して温度分布や溶込み形状・寸法が異なることが確認できる。母材に異なる材料を用いているため、温度分布が左右非対称になっていることや、母材の組合せが同じであっても開先形状が異なるために温度分布が異なっていることも確認できる。また、これらの寸法は、既に表示した断面マクロ観察の結果と比較しても、1~2割程度の差異は見られるものの、およそ定量的にも良好に一致していると言える。これらの条件のうち、W2における溶接ビード部近傍の温度履歴の数値解析結果を実測結果と比較して図3-32に示す。冷却過程において少し差異は見られるものの、ピーク温度（最高到達温度）は両者で比較的良好に一致している。以上より、異材溶接部に対しても溶接プロセスシミュレーションモデルを活用した温度場解析の精度が良好であると言える。

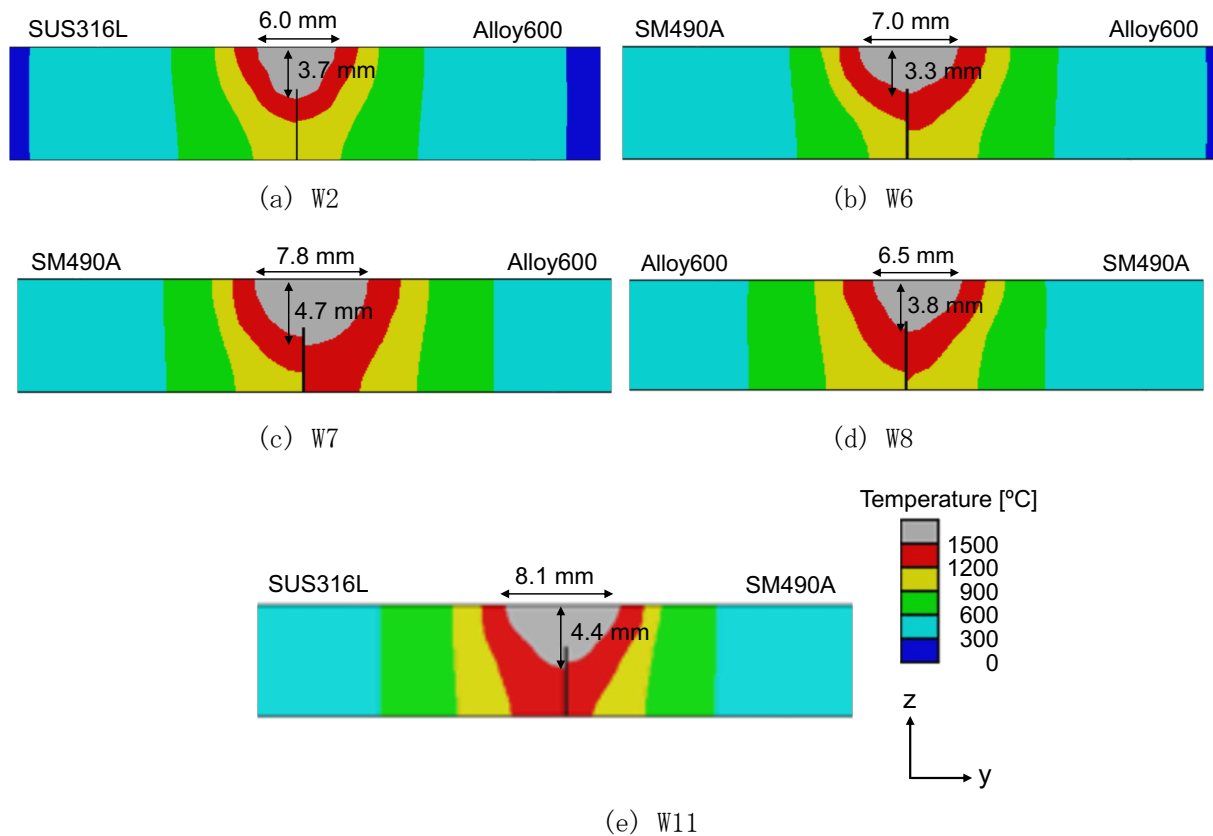


図 3-31 最高到達温度分布および溶融部形状・寸法の比較

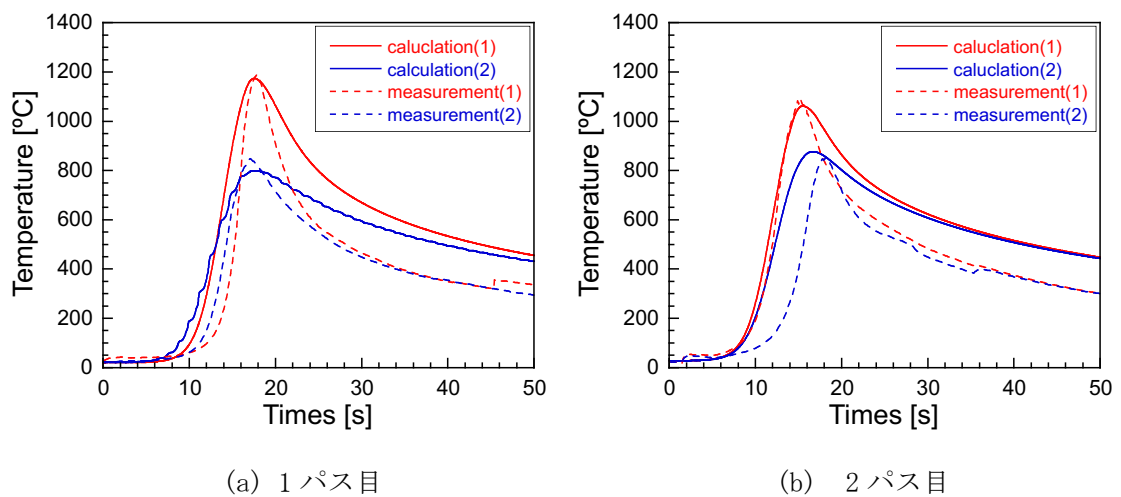


図 3-32 W2 における温度履歴の計算値と実験値の比較

上述の熱伝導解析結果を基に実施した熱弾塑性解析結果として、W2、W6、W7、W8、W11の組合せでの異材溶接試験での板表面における溶接残留応力分布を図3-33から図3-37にそれぞれ示す。いずれの材料の組合せにおいても、溶接線近傍では溶接線方向残留応力は比較的高くなっており、板幅方向残留応力はこれと比較すると小さい値となっている。母材に用いる材料の降伏応力の大小に応じて、引張残留応力の大小も異なっていることが確認できる。なお、溶接金属部では令和

4年度に取得した任意化学組成を有する材料の降伏応力の大きさに起因して残留応力の大きさはやや小さくなる傾向が見られる。以上のように、その分布傾向や溶接部近傍における応力値は、母材と溶接材料の組合せや開先形状に応じて異なっていることが確認できたと言える。

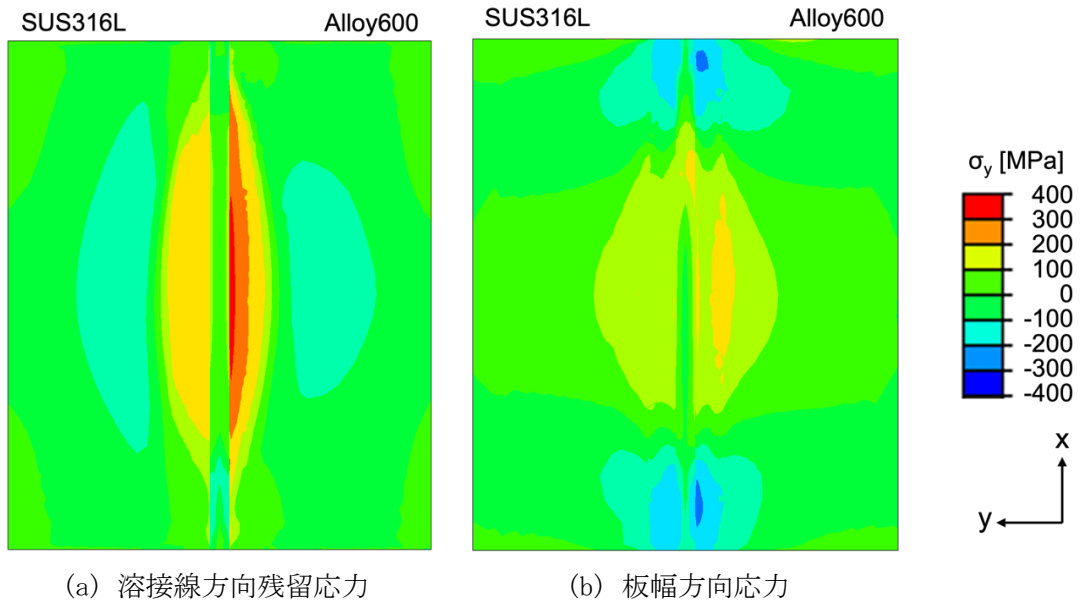


図 3-33 W2 における溶接された板の表面における残留応力分布

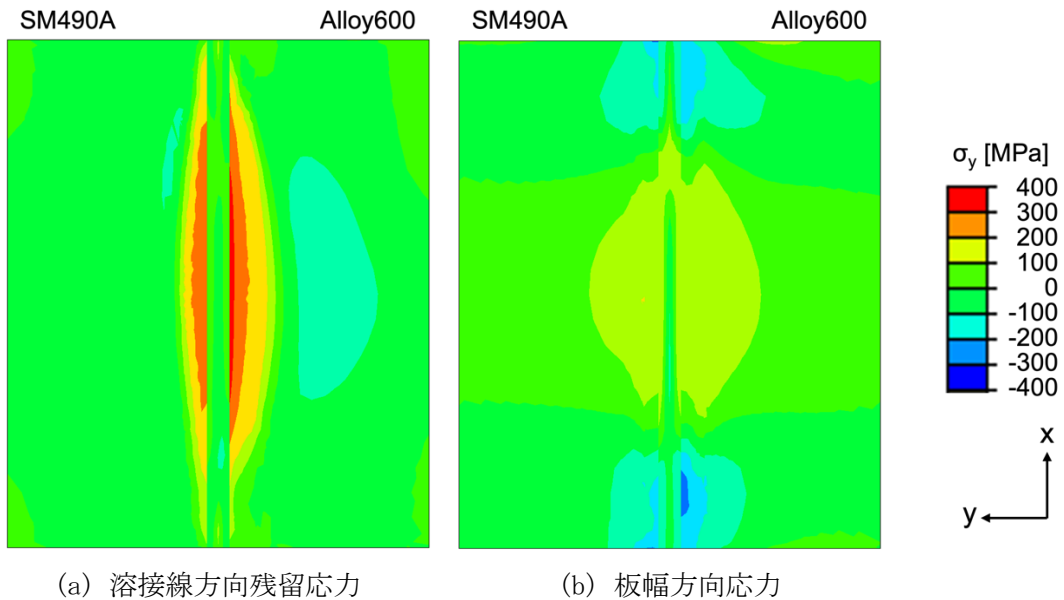
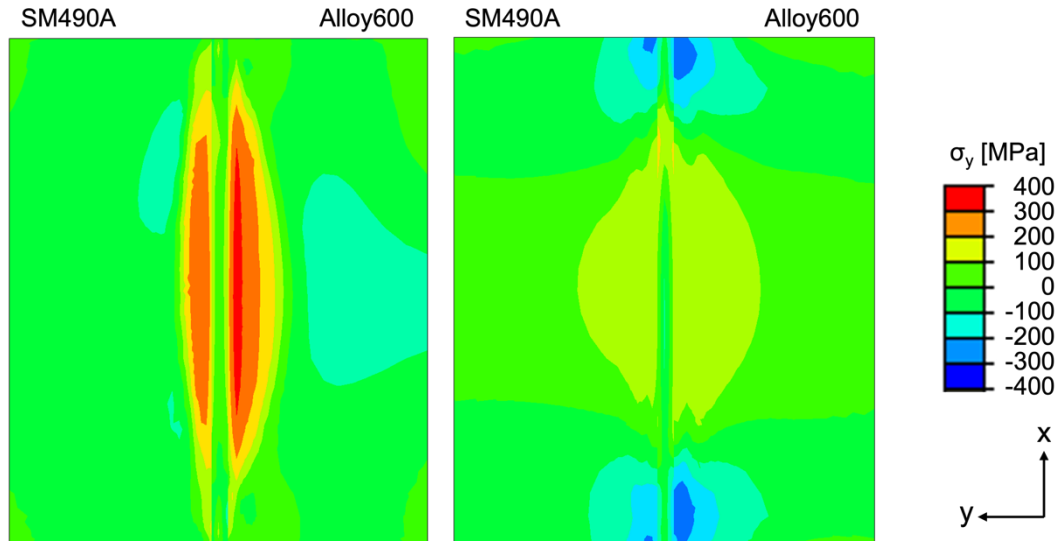
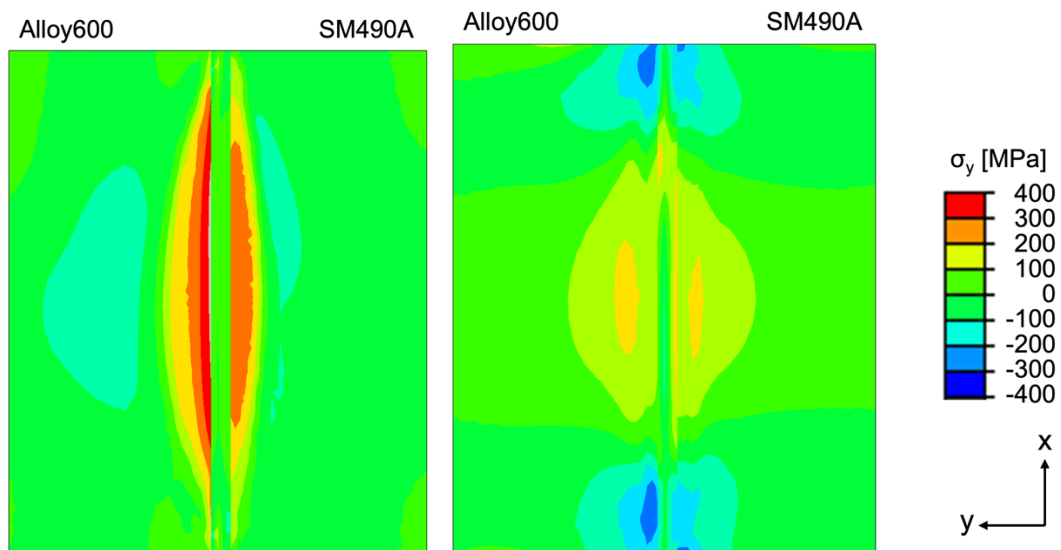


図 3-34 W6 における溶接された板の表面における残留応力分布



(a) 溶接線方向残留応力 (b) 板幅方向応力

図 3-35 W7 における溶接された板の表面における残留応力分布



(a) 溶接線方向残留応力 (b) 板幅方向応力

図 3-36 W8 における溶接された板の表面における残留応力分布

各条件における試験片表面の溶接残留応力分布の数値解析結果をひずみゲージ法による測定結果と比較して図3-38に示す。なお、残留応力分布の評価は、溶接線方向中央の板幅方向評価線上で実施している。各試験片の溶接線近傍では、溶接線方向残留応力 ( $\sigma_x$ ) は引張応力、板幅方向残留応力 ( $\sigma_y$ ) はやや低い引張応力か圧縮応力となっていることが確認でき、一般によく知られた溶接残留応力分布特性と言える。また、これらの傾向は数値解析結果と実験結果で比較的良く対応している。ひずみゲージ法による測定結果では、溶接金属部における溶接線方向残留応力の値がやや大きめに評価されているが、板厚方向内部の残留応力分布の平均的な値が取得されていることや、溶融部の形状・寸法と比較して、ひず

みゲージ法で応力解放のために切断された試験片の寸法がやや大きく、母材部（熱影響部）の残留応力の影響を含んでいることなどが原因として挙げられる。以上のように、厳密な応力値は必ずしも一致しない箇所も見られるものの、ひずみゲージ法による測定結果においても母材に用いる材料の違いに起因した残留応力分布の左右非対称なども確認でき、上述の数値シミュレーション結果で得られた分布傾向との対応も確認できる。したがって、本溶接プロセスシミュレーションモデルは異材溶接を対象とした溶接部の評価に対しても有用であることが示された。

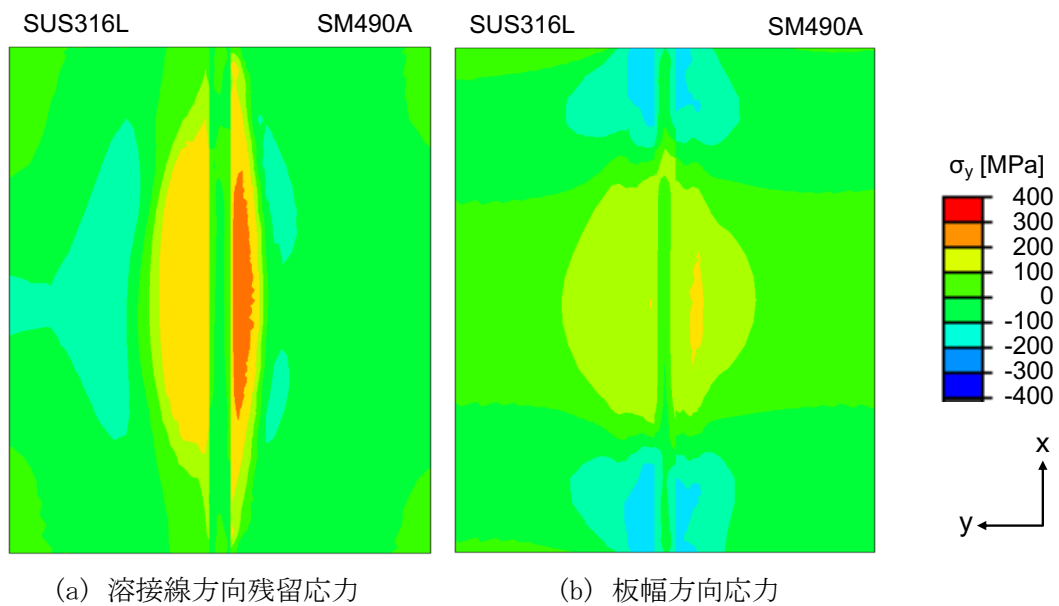
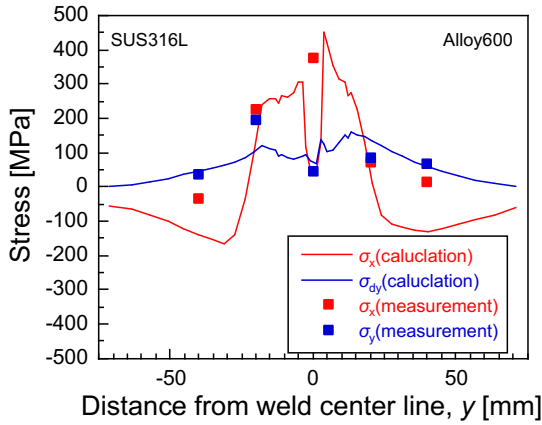
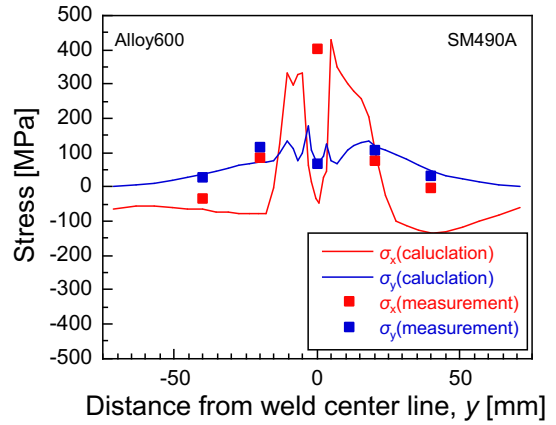


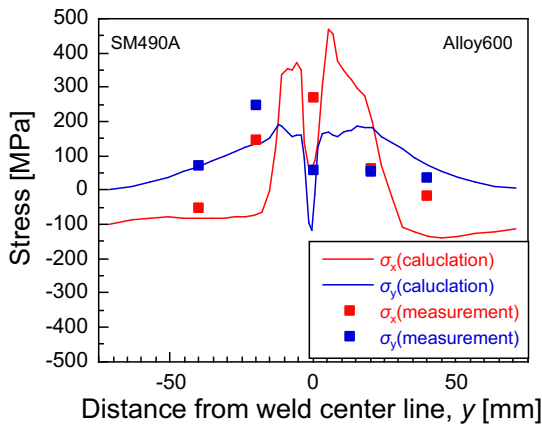
図 3-37 W11 における溶接された板の表面における残留応力分布



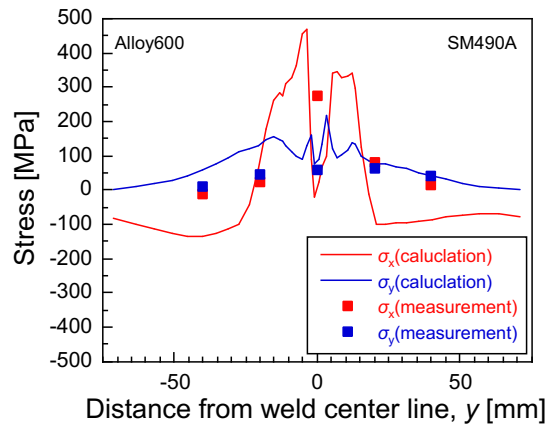
(a) W2



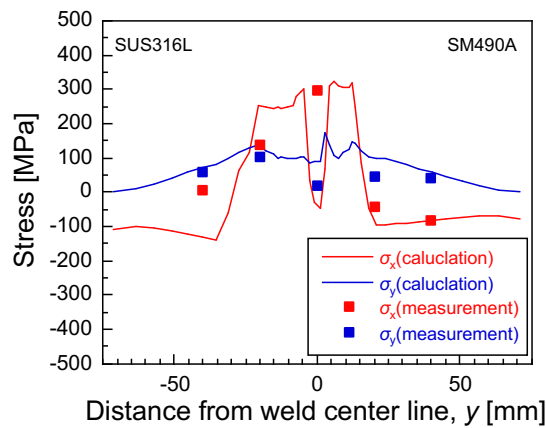
(b) W6



(c) W7



(d) W8



(e) W11

図 3-38 溶接残留応力分布の比較

参考文献

- (1) 山本健太郎、田中学、田代真一、中田一博、山崎圭、山本恵理、鈴木啓一、“数値シミュレーションによるガスタングステンアーク溶接の金属蒸気挙動解析”、溶接学会論文集、第25巻、第3号、(2007)、pp. 443-449.



### 3.3 応力腐食割れ感受性評価試験（再委託先：原子力機構）【R3-R5】

#### 3.3.1 試験の目的

応力腐食割れ感受性評価試験方法や適正条件を確立し、SCCき裂発生ハザードマップ導出指針を検討することを目的とする。令和3年度は商用合金を、令和4年度は任意に化学組成を変化させた試験片を、令和5年度はこれらに加えて異材溶接によって作製した溶接試験片に対してSCC試験を行う。化学組成とSCCの関係を調査するとともに、SCCのハザードマップを導出する。

令和5年度は、令和4年度に引き続き、3.1.3で作製した任意化学組成試験片について、令和4年度までに適正化した方法・条件の下でSCC試験を実施し、SCC発生感受性評価試験を行う。令和4年度までの結果と合わせ、SCCのハザードマップの導出・拡充を図る。また、3.1.2で得られる異材溶接試験体試験片についても、SCC感受性を調査する。

#### 3.3.2 試験方法

SCC試験では、試験片をU字型に曲げることにより一定ひずみを付与した試験片（以下「U字曲げ試験片」という）を用いた。JISG0576「ステンレス鋼の応力腐食割れ試験方法」の規定を参考に試験片の製作・加工を行った。

試験片は令和3年度では商用合金（表3-1）を、令和4年度は任意に化学組成を変化させた試験片（表3-2）を、令和5年度はこれらに加えて異材溶接によって作製した溶接試験片（表3-3）を用いた。任意化学組成試験片は、75L×15W×2t mm、異材溶接試験片は75L×15W×2t および 3t mmmの平板を切り出し、試験片の長手方向両端からそれぞれ10 mmの位置かつ幅方向の中央に直径6 mmの貫通穴をあけた。その後試験面（75L×10W mmの面）を平板段階で#600までのエメリー紙により表面研磨を行い仕上げた。この平板に対し、内側半径8 mmのポンチを用いて両脚が平行となるよう曲げ加工を行った。曲げ加工後は、試験片に対してアセトン洗浄を十分に行った。そして、両脚に開けた貫通穴にステンレス製のボルトおよびナットを用いて、スプリングバックで広がった試験片の両脚が平行になるまで締め付けた。締め付け治具であるボルトおよびナットは試験片と同等のステンレス材質としてSUS304を採用した。また、ボルト・ナットと試験片の間には、テフロン製のワッシャーを絶縁材としてはさみこんだ。図3-39にU字曲げ試験片の構成概略図を示す。併せて、図3-40にU字曲げ試験片の外観写真の一例を示す。

SCC試験を行う試験環境は令和4年度までに適正化したBWRを想定した水質環境・条件とした。すなわち、8.5 MPaの高圧下で、試験温度は $288 \pm 1$  °Cに制御し、溶存酸素濃度は8.0~8.1 ppmに併せて制御した。このような水質環境下に各種U字曲げ試験片を静置して浸漬させ腐食させた。試験時間は1000時間とした。試験中の入口側導電率は0.057  $\mu\text{S}/\text{cm}$ あり、出口側導電率0.075~0.076  $\mu\text{S}/\text{cm}$ 程度で推移した。SCC試験後、試験面表面に発生したき裂を、SEMを用いて観察した。観察範囲は図3-41に示すようにU字曲げ試験片の頂部を中央に幅10 mmとした。

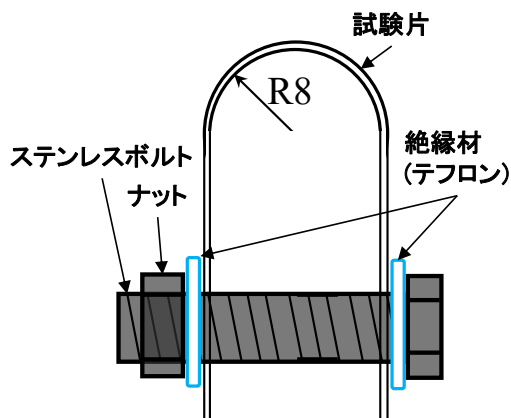


図 3-39 U 字曲げ試験片構成概略図



図 3-40 U 字曲げ試験片外観写真

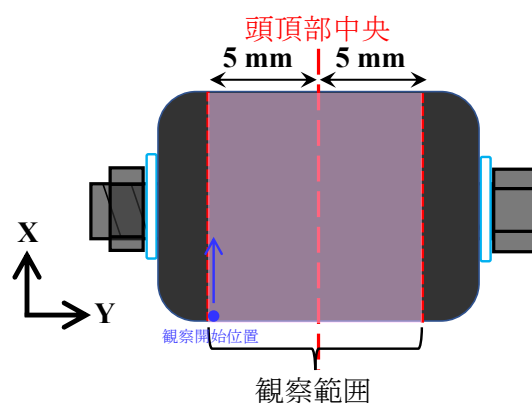


図 3-41 SEM 観察範囲 (U 字曲げ試験片頭頂部付近概略平面図)

### 3.3.3 試験結果と考察

#### 【R3-R4】

令和 3 年度は、SCC 試験は BWR を想定した水質環境として、試験温度は  $288 \pm 1$  °C に制御し、試験中の入口側導電率は  $0.057 \mu\text{S}/\text{cm}$ 、出口側導電率は  $0.075 \sim 0.076 \mu\text{S}/\text{cm}$  程度で推移した試験環境を、試験時間 1000 時間を通して安定的に維持することができた。併せて環境の酸化性を高めて腐食を加速させるために溶存酸素濃度は  $8.0 \sim 8.1 \text{ ppm}$  に制御した。このような試験水質環境下において、SUS304、SUS316L、および SUS310S それぞれの試験鋼種の母材試験片、溶接試験片、および熱処理試験片で SCC き裂を発生させることができた。

令和 4 年度は、任意化学組成試験片の SCC 試験において、Nb を含有しない試験片 6 種と、Nb を含有する試験片 5 種、合わせて 11 種の試験片全てで SCC き裂の発生が観察された。また、Nb を含有しない試験片群のき裂発生数は Nb を含有する試験片群に比べ多い傾向が認められた。加えて、平均的なき裂長さおよび最大き裂長さにおいても Nb を含有する試験片群の方が Nb を含有しない試験片群に比して大きな値を示した。Nb の添加によって SCC 発生感受性が増大したことを示唆していると考えられる結果となった。

#### 【R5】

令和 5 年度では、表 3-9 に示した任意化学組成試験片に対し SCC 試験を行った。き裂観

察結果を表 3-11 に示す。これは令和 4 年度までと同様に SCC き裂発生の有無、観察されたき裂発生数のおおそのオーダー、SEM 観察像を取得したき裂の平均的な長さ、および観察された最大のき裂長さをまとめたものである。試験片 1-1 の試験片において観察された SCC き裂像の例を図 3-42 に示す。試験片は全体的に腐食しており表面には酸化皮膜が形成され変色していた。SEM 観察像から表面には腐食による腐食生成物皮膜がうろこ状に形成・堆積しているように見られた。平均的なき裂長さは 140~150  $\mu\text{m}$  程度、最大き裂長さは  $2.1 \times 10^2 \mu\text{m}$  であったが、き裂の発生数オーダーは 10< と多く、ある程度のき裂長さを有したき裂が多数発生した結果となった。このことから当該試験片においては局所的に腐食が集中したというよりも、全面的に腐食が進行したと考えられる。試験片 1-6 の試験片において観察された SCC き裂像の例を図 3-43 に示す。SEM 観察像から表面が細かな酸化物粒子で覆われている様子が認められた。

表 3-11 任意化学組成試験片の SCC き裂観察結果

試料No.	き裂発生の有無	き裂発生数	き裂長さ ( $\mu\text{m}$ )	最大き裂長さ ( $\mu\text{m}$ )
1-1	有	10<	140-150	$2.1 \times 10^2$
1-6	有	<10	190-200	$3.3 \times 10^2$

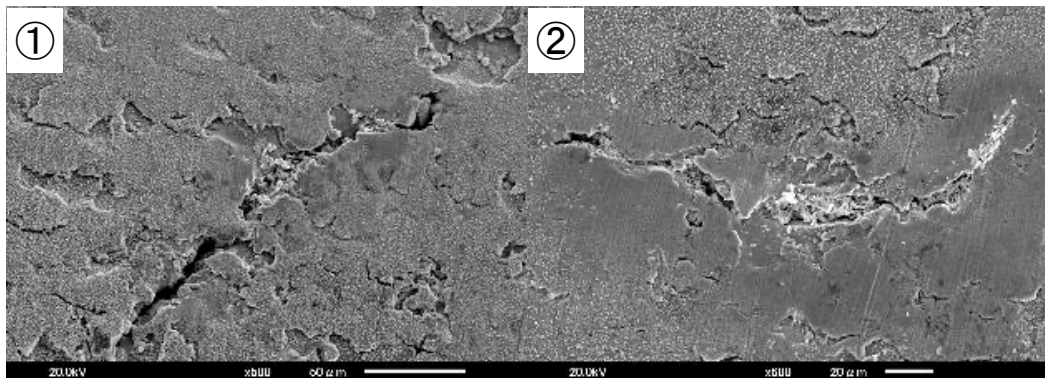


図 3-42 1-1 の SCC き裂の SEM 観察像

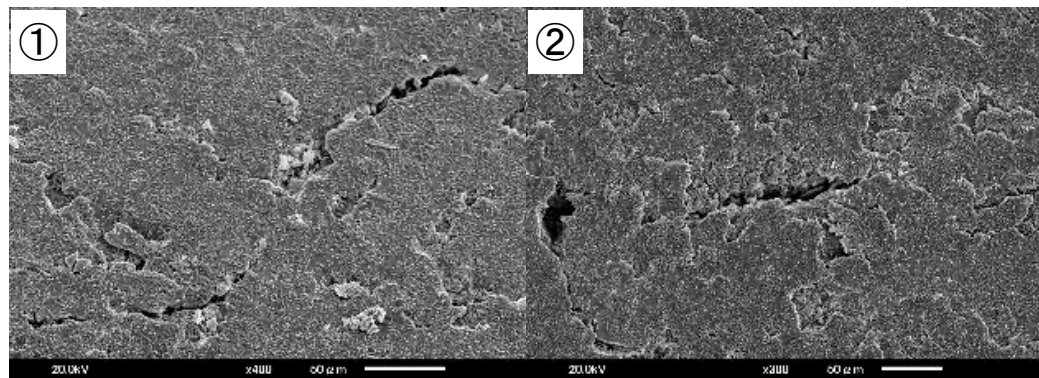


図 3-43 1-6 の SCC き裂の SEM 観察像

また、表面の腐食生成物皮膜にも細かなき裂が確認できるため比較的厚い皮膜が形成されたことが推察される。き裂数のオーダーは10前後であるが、190～200 μm程度、最大き裂長さは $3.3 \times 10^2$  μmであった。試験片1-1に比べCr含有量が多いため、き裂数が少なくき裂の発生進展が局所化したため、平均き裂長さおよび最大き裂長さは増大したものと考えられる。

異材溶接試験片(6鋼種；W1～W6)のSCCき裂観察結果を75L×15W×2t mmおよび75L×15W×3t mmの試験片形状ごとに分けて表3-12に示す。この結果についても令和4年度までと同様にSCCき裂発生の有無、観察されたき裂発生数のおおよそのオーダー、SEM観察像を取得したき裂の平均的な長さ、および観察された最大のき裂長さをまとめた。また、試験片W1から試験片W6までのSEM観察における代表的なSCCき裂像の例をそれぞれ図3-44～図3-49に示す。

今回試験した6鋼種のいずれの異材溶接試験片においてもSCCき裂の発生が観察された。しかしながら、き裂発生数は多くなく、いずれの試験片においても10程度かそれ以下の発生数であった。これら6鋼種の化学組成を比較すると、W1～W3の3鋼種はNbを含有しておらず、W4～W6の3鋼種はNbを含有している。W4～W6の3鋼種はNbを2 mass%程度含有しているが、W1～W3のNbを含有していない3鋼種と比較して平均き裂長さや最大き裂長さが有意に増大したとは認められなかった。

また、試験片の形状、すなわち試験片の板厚の違いによるき裂発生数やき裂長さの有意な差異は認められなかった。

表3-12 異材溶接試験片(6種類)のSCCき裂観察結果

試料No.	き裂発生の有無	き裂発生数	き裂長さ(μm)	最大き裂長さ(μm)
W1 2t	有	<10	70-80	$0.9 \times 10^2$
W1 3t	有	<10	70-80	$1.2 \times 10^2$
W2 2t	有	<10	90-100	$1.6 \times 10^2$
W2 3t	有	<10	80-90	$1.0 \times 10^2$
W3 2t	有	<10	50-60	$1.1 \times 10^2$
W3 3t	有	<10	80-90	$1.3 \times 10^2$
W4 2t	有	<10	60-70	$1.1 \times 10^2$
W4 3t	有	<10	110-120	$1.7 \times 10^2$
W5 2t	有	<10	70-80	$1.5 \times 10^2$
W5 3t	有	<10	100-110	$2.3 \times 10^2$
W6 2t	有	<10	70-80	$1.4 \times 10^2$
W6 3t	有	<10	40-50	$0.6 \times 10^2$



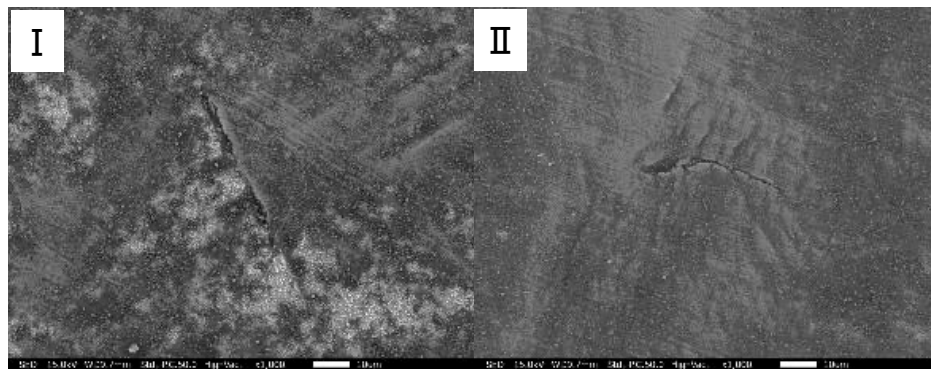


図 3-44 W1 の SCC き裂の SEM 観察像

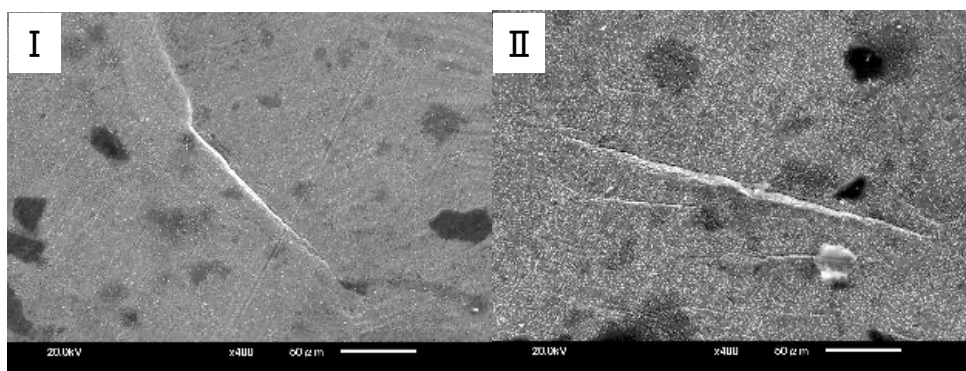


図 3-45 W2 の SCC き裂の SEM 観察像

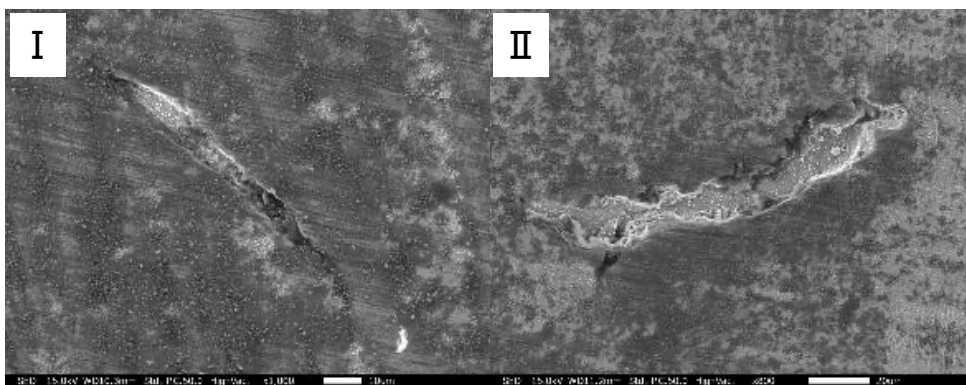


図 3-46 W3 の SCC き裂の SEM 観察像

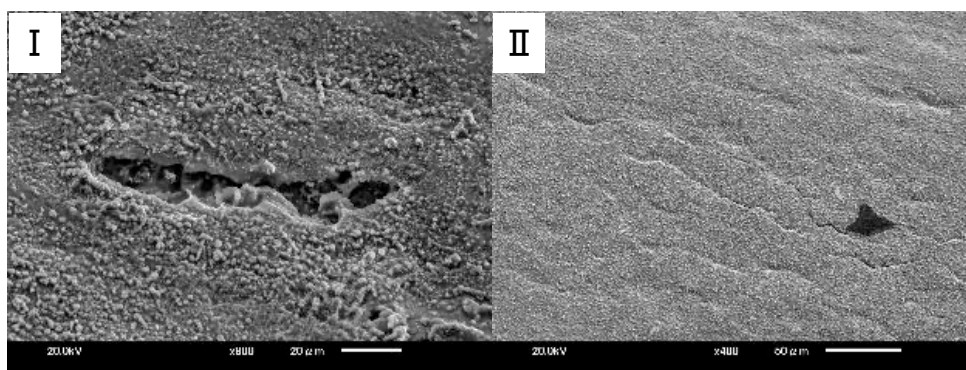


図 3-47 W4 の SCC き裂の SEM 観察像

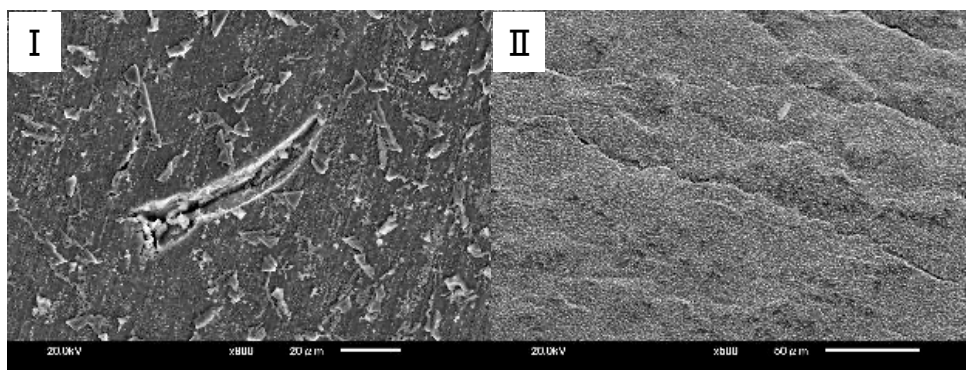


図 3-48 W5 の SCC き裂の SEM 観察像

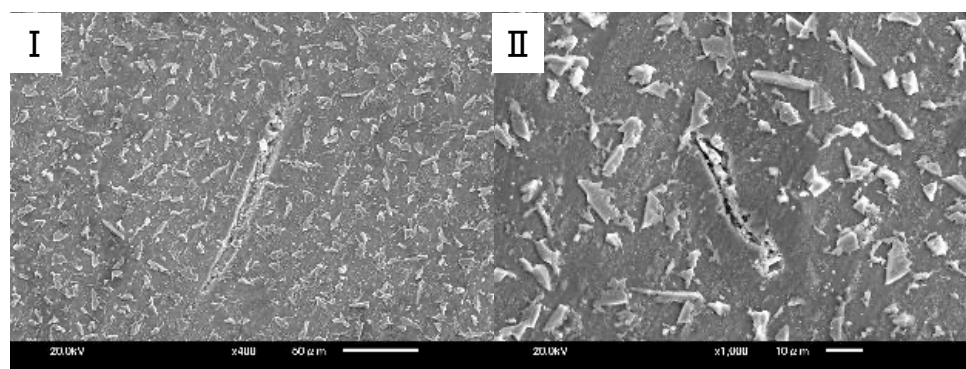


図 3-49 W6 の SCC き裂の SEM 観察像

異材溶接試験片(5 鋼種 ; W7~W9、W11、W12)の SCC き裂観察結果を 75L×15W×2t mm および 75L×15W×3t mm の試験片形状ごとに分けて表 3-13 に示す。これらの結果についても前述同様、SCC き裂発生の有無、観察されたき裂発生数のおおよそのオーダー、SEM 観察像で取得したき裂の平均的な長さ、および観察された最大のき裂長さをまとめた。また、試験片 W7 から試験片 W12 までの SEM 観察における代表的な SCC き裂像の例をそれぞれ図 3-50~図 3-54 に示す。

前述した 6 鋼種の異材溶接試験片の結果と同様に、これらの異材溶接試験片 5 鋼種においても SCC き裂の発生が観察されたが、いずれの試験片においても 10 程度かそれ以下の発生数であった。また、試験片の板厚の違いによるき裂発生数やき裂長さの有意な差異は認められなかった。

W7~W9 の 3 鋼種は Nb を含有しておらず、W11~W12 の 2 鋼種は Nb を含有する試験片であった。Nb を含有していない W7~W9 の 3 鋼種における平均き裂長さや最大き裂長さは、前述した Nb を含有していない W1~W3 の 3 鋼種と比較して増大した傾向が認められた。一方で、W7~W9 の 3 鋼種のうち最も Cr 含有量が少なかったのは W9 (Cr 10.84 mass%) であるが、その平均き裂長さや最大き裂長さは W7 や W8 と比較して増大しなかった。Nb を含有する W11~W12 の 2 鋼種においても、平均き裂長さや最大き裂長さが、前述した Nb を含有する W4~W6 の 3 鋼種として比較して増大した傾向が認められた。Nb を含有していない W7~W9 の 3 鋼種と、Nb を含有する W11~W12 の 2 鋼種のき裂長さを比較すると、有意な差は認められず、平均き裂長さや最大き裂長さは同程度の範囲の値となった。



表 3-13 異材溶接試験片(5種類)の SCC き裂観察結果

試料No.	き裂発生の有無	き裂発生数	き裂長さ(μm)	最大き裂長さ(μm)
W7 2t	有	<10	120-130	$3.6 \times 10^2$
W7 3t	有	<10	160-170	$3.4 \times 10^2$
W8 2t	有	<10	140-150	$3.6 \times 10^2$
W8 3t	有	<10	160-170	$3.8 \times 10^2$
W9 2t	有	<10	120-130	$2.9 \times 10^2$
W9 3t	有	<10	180-190	$2.5 \times 10^2$
W11 2t	有	<10	140-150	$2.9 \times 10^2$
W11 3t	有	<10	120-130	$2.2 \times 10^2$
W12 2t	有	<10	140-150	$2.6 \times 10^2$
W12 3t	有	<10	150-160	$2.4 \times 10^2$

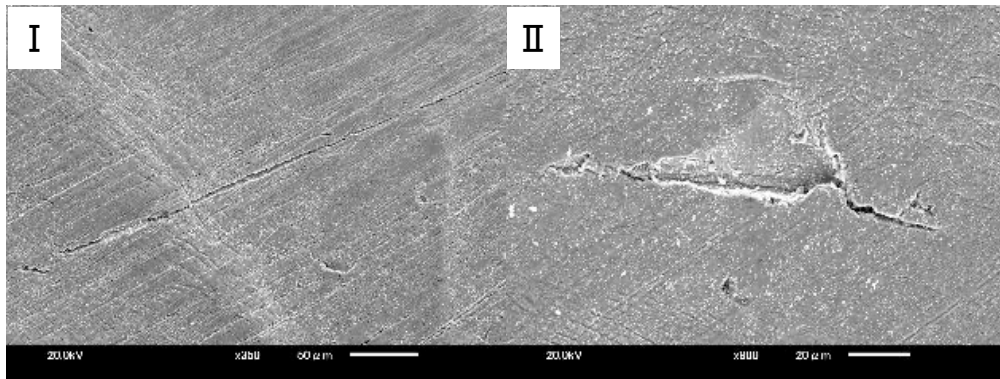


図 3-50 W7 の SCC き裂の SEM 観察像

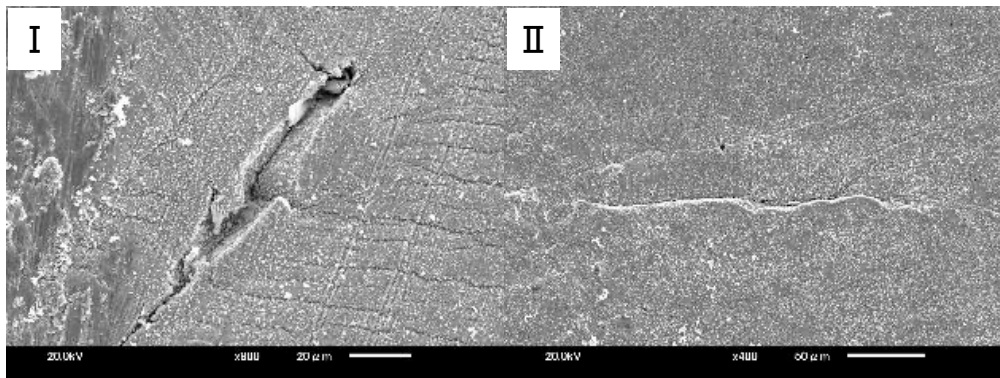


図 3-51 W8 の SCC き裂の SEM 観察像

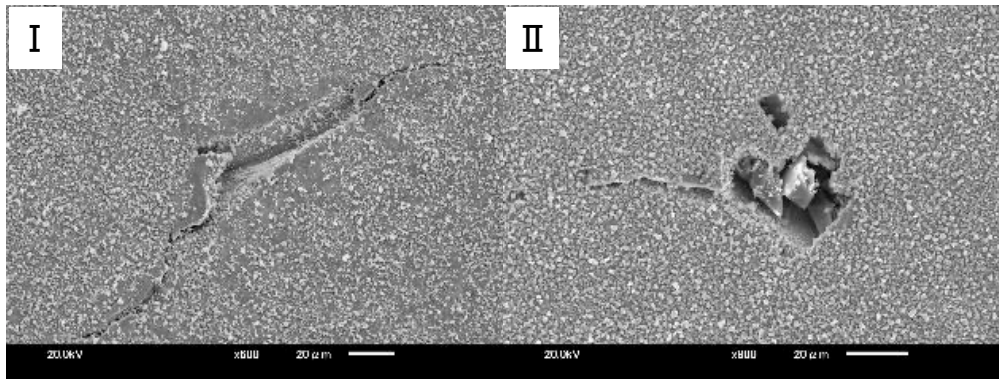


図 3-52 W9 の SCC き裂の SEM 観察像

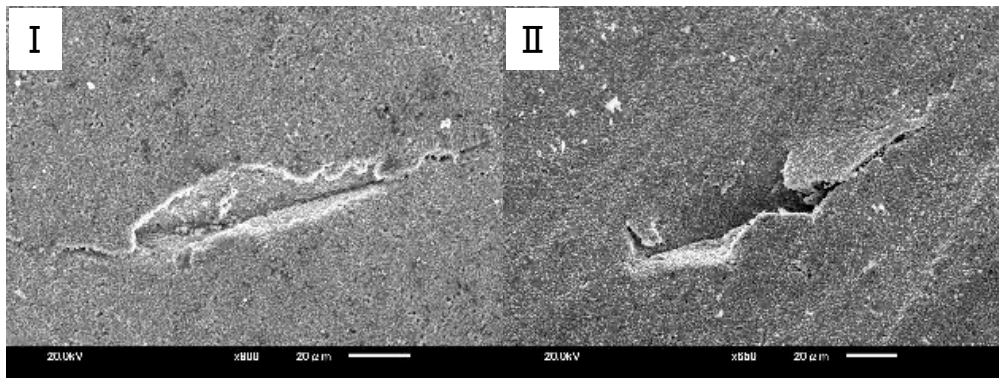


図 3-53 W11 の SCC き裂の SEM 観察像

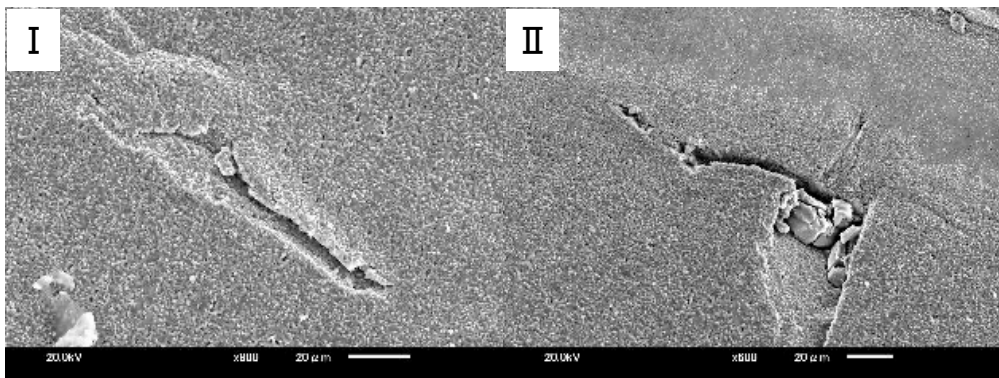


図 3-54 W12 の SCC き裂の SEM 観察像

### 3.3.4 試験結果の分析と考察

#### 【R3-R4】

令和3年度は、SCC試験結果から観察されたき裂発生数のおおよそのオーダーおよびSEM観察像で取得したき裂の平均的な長さを指標として材料間のSCC発生感受性を相対的に比較・評価する指標となり得ると考えられ、これらの指標を整理することでSCC感受性指標のデータベース化に繋がるものと考えられた。

令和4年度は、本研究における試験方法・条件に基づくSCCのハザードマップを導出するには、Cr当量およびNi当量で表されるマップにおいてNb添加の有無について明確にする必要があると考えられ、さらにはNbに対して一定量以上のCr量あるいはNi量を含有



するといった条件がハザードマップの精度向上・高度化に必要であるものと考えられた。

#### 【R5】

令和 5 年度は、令和 4 年度までに適正化した方法・条件の下で SCC 試験を実施し、SCC 発生感受性評価試験を行った。表 3-11 に示す任意化学組成試験片の SCC き裂観察結果において任意化学組成試験片の試験片 1-1 と 1-6 を比較すると、試験片 1-1 は Cr 含有量が 5.4 mass%と少ないため、母材に十分な耐食性がなく当該試験環境において他の任意化学組成試験片に比べ全面的に腐食が進行したのと考えられる。一方で、試験片 1-6 は 1-1 に比べ Cr 含有量が多いため、き裂数が少なくき裂の発生進展が局所化したため、平均き裂長さおよび最大き裂長さは増大したのと考えられる。

異材溶接試験片(W1~W6)の SCC き裂観察結果では、6 鋼種のいずれの異材溶接試験片においても SCC き裂の発生が観察された。しかし、W4~W6 の 3 鋼種は Nb を 2 mass%程度含有しているが、W1~W3 の Nb を含有していない 3 鋼種と比較して平均き裂長さや最大き裂長さが有意に増大したとは認められなかった。Nb を含有した試験片は、Nb を含まない試験片に比べ全体的に SCC 感受性が高かったということを令和 4 年度までの成果で報告してきた。また併せて、Nb を含有する試験片であっても Cr の含有量がある一定程度以上の値である場合は SCC 感受性の低下・抑制が見込まれると考えられるということも報告してきた。今回の 6 鋼種の Cr 含有量は 20 mass%前後からそれ以上となっているため、前述の報告通り、2 mass%程度 Nb 含有量に対し 20 mass%前後超の Cr 含有量によって SCC 感受性の増大が抑制されたのと考えられる。

前述した 6 鋼種の異材溶接試験片の結果と同様に、異材溶接試験片(W7~W9、W11、W12)5 鋼種においても SCC き裂の発生が観察された。Nb を含有していない W7~W9 の 3 鋼種における平均き裂長さや最大き裂長さは、前述した Nb を含有していない W1~W3 の 3 鋼種と比較して増大した傾向が認められたが、これは W7~W9 試験片の Cr 含有量は W1~W3 試験片の Cr 含有量(20-21 mass%程度)に比べて少ないためであると考えられる。一方で、W7~W9 の 3 鋼種のうち最も Cr 含有量が少なかった W9(Cr 10.84 mass%)の平均き裂長さや最大き裂長さは W7 や W8 と比較して増大しなかった原因については明確に言及することはできない。試験片 W9 の SEM 観察像(図 3-52)の試験面の状態から、表面が腐食生成物粒子に覆われているため W7 や W8 試験片と比較して最も耐食性が劣り、全面的に腐食したものと推察する。Nb を含有する W11~W12 の 2 鋼種においても、平均き裂長さや最大き裂長さが、前述した Nb を含有する W4~W6 の 3 鋼種として比較して増大した傾向が認められたが、この傾向も Cr 含有量の影響が大きいと考えられる。すなわち、W11~W12 の 2 鋼種における Cr 含有量は 15 mass%程度あり、W4~W6 の 3 鋼種の Cr 含有量(18 mass%前後)と比べ、含有量が少ないため平均き裂長さや最大き裂長さが増大傾向を示し、SCC き裂感受性が高まったのと考えられる。また、前述してきた通り Nb を含む試験片群は、Nb を含まない試験片群に比べ全体的に SCC 感受性が高かったという成果を令和 4 年度までに得ており、一方で、Cr 含有量が一定程度以上であれば Nb を含有する場合であっても SCC 感受性の低下が見込まれるという効果も考えられている。今回 Nb を含有する W11~W12 の 2 鋼種の Cr 含有量は 15 mass%程度であり、Nb 含有量は 1.5 mass%程度であったが、Nb を含有しない試験片 W7~W9 に対して SCC 感受性の増大傾向は認められなかったものと推察する。SCC 感

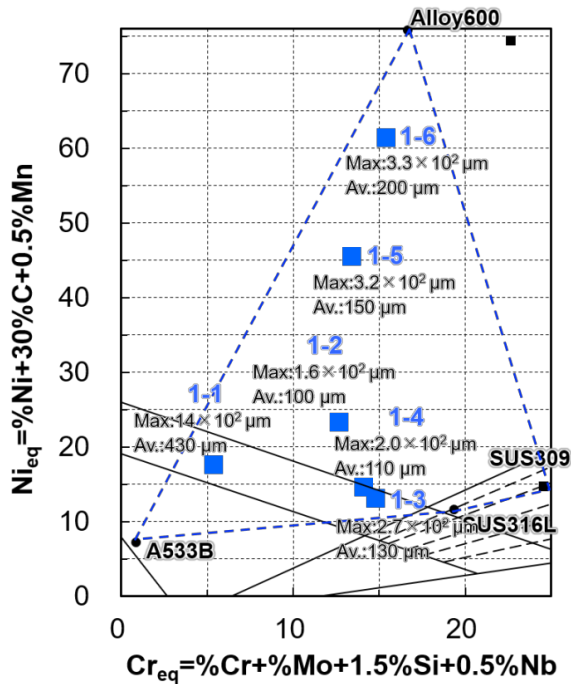
受性に及ぼす Cr 含有量および Nb 含有量の影響を詳細に解明するためには化学成分値を制御した試験片を用いたさらなる試験、解析が必要であると考えられる。

今回の異材溶接試験片 11 鋼種の SCC 試験においては、試験片の板厚の違いによるき裂発生数やき裂長さの有意な差異は認められなかった。U 字曲げ試験片においては板厚が厚い方が試験面に生ずる応力が大きく、また試験片頭頂部においては応力の分布がより均一になると考えられるため、一般的には SCC き裂感受性は高まることが予想されるが、今回は SCC き裂感受性に及ぼす試験片の板厚の影響は明確ではなかった。

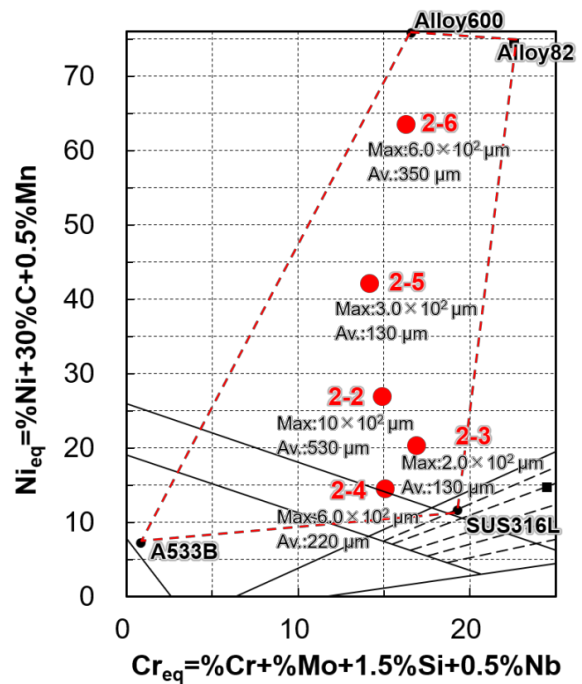
ここからは、令和 5 年度の目的の一つである、令和 4 年度までの結果を統合させた SCC のハザードマップの導出およびその拡充を図った分析結果について述べる。これまで論じてきた通り、Nb を含有する試験片と Nb を含有しない試験片に大別し、それぞれの試験片群による SCC ハザードマップをシェフラーの組織線図上に描くことにする。

任意化学組成試験片(令和 4 年度および令和 5 年度)の SCC き裂観察結果をシェフラーの組織線図にプロットした結果を図 3-55 に示す。縦軸に Ni 当量( $=\%Ni + 30\%C + 0.5\%Mn$ )を、横軸に Cr 当量( $=\%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb$ )をとった図である。

図 3-55(a)に示すように Nb を含有していない試験片では試験片 1-1 および 1-6 については令和 4 年度および令和 5 年度の試験結果のうち、より高い SCC 感受性を示した結果を代表してプロットした。試験片 1-1 は最も Cr 当量が小さい。これは Cr 含有量が 5.4 mass% と少ないためである。このため、平均き裂長さや最大き裂長さが他の試験片と比べ増大しており、高い SCC 感受性を示した。試験片 1-2、1-3、1-4、1-5、および 1-6 は同程度の Cr 当量であり、Ni 当量が 13~60 範囲で異なっている試験片群である。これは Cr 含有量が 14 mass%程度で、Ni 含有量が異なるためである。今回の試験結果では、Ni 当量が小さい、すなわち Ni 含有量が少ない試験片 1-2 (Ni 21.8 mass%)、試験片 1-4 (Ni 13.1 mass%) に比べ、Ni 当量大きい、すなわち Ni 含有量が多い試験片 1-5 (Ni 44 mass%)、試験片 1-6 (Ni 59.9 mass%) の方が平均き裂長さや最大き裂長さがわずかに増大傾向を示したように見受けられたが大きな差異はないと考えられる。図 3-55(b)に示すように、Nb を含有する任意化学組成試験片群 (Nb 1.2 mass%) の中では、試験片 2-2、2-4、2-5、および 2-6 は同程度の Cr 当量であり、Ni 当量が 15~60 範囲で異なっている試験片群である。これは Cr 含有量が 14-15 mass%で、Ni 含有量が異なるためである。



(a) Nb を含有しない試験片



(b) Nb を含有する試験片

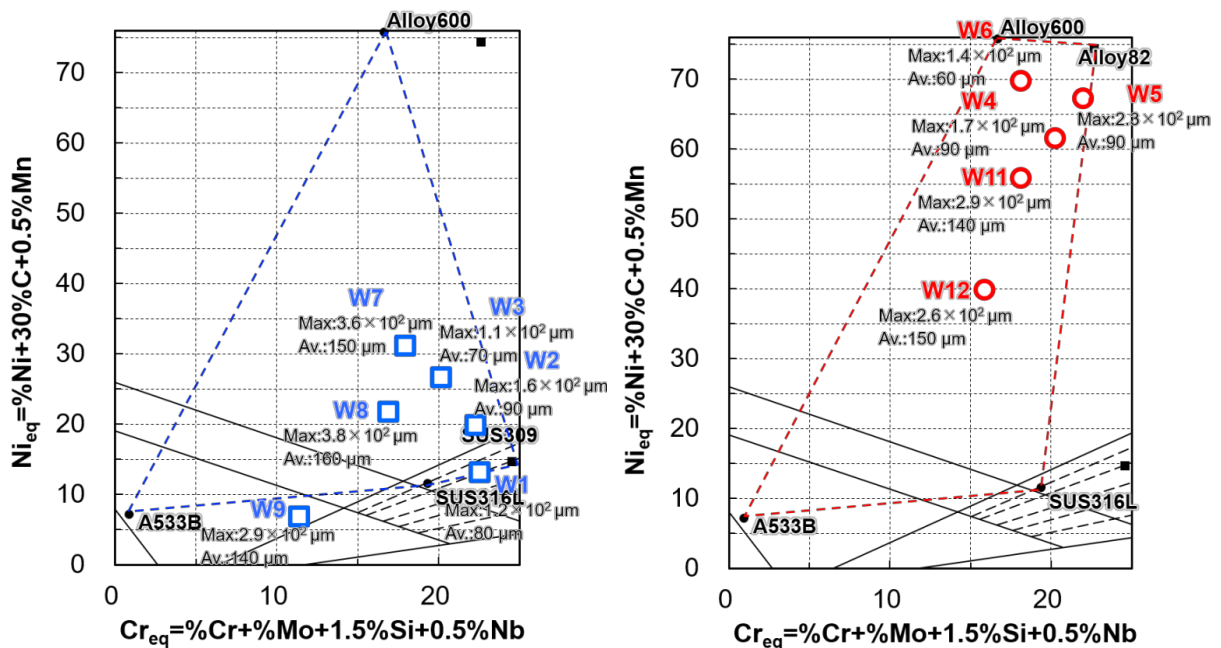
図 3-55 拡張したシェフラー組織図中の任意化学組成試験片の SCC き裂分布

今回の試験結果では、試験片 2-2、2-4、および 2-6 が同程度の平均き裂長さや最大き裂長さの値を示しており、試験片 2-5 については Cr 含有量が 13 mass% であるにもかかわらず、それらの値が他の試験片に比べ小さな値であった。この差異が有意なものであるか、あるいはバラつきによるものなのかを判断することは今回の試験結果からは困難であり、さらなる解析・検討を要する。少なくとも、Nb 含有試験片 (Cr 14 mass%) の SCC 感受性は Nb を含有しない試験片 (Cr 含有量 14 mass% 程度) より高い傾向を示しているため、Nb を含有することで SCC 感受性が高まったものと考えられる。試験片 2-3 は最も大きい Cr 当量であり、Cr 含有量が 15.7 mass% と多い試験片である。試験片 2-2、および 2-4、および 2-6 と比較すると SCC 感受性は低下しているように見られた。これは Cr 含有量が多い試験片であることが要因であると考えられるが、上述の通り、どれ程有意な差であるかについてはさらなる解析・検討を要する。

さらに SCC のハザードマップの導出およびその拡充に繋げるため、異材溶接試験片での SCC き裂観察結果を拡張したシェフラー組織図中にプロットした結果を図 3-56 に示す。Nb を含有していない異材溶接試験片群では、Cr 当量 18 以下の W7、W8、および W9 と、Cr 当量 20 以上の W1、W2、および W3 に大別できる。W1、W2 および W3 の平均き裂長さや最大き裂長さは W7、W8、および W9 のそれらに比して小さい値となっており SCC 感受性が低いと考えられる。これは、W1、W2 および W3 の方が W7、W8、および W9 に比べ Cr 含有量が多いことが主たる要因であると考えられる。また、任意化学組成試験片の Nb を含有していない試験片群の Cr 当量 15 程度である試験片 1-2、1-3、1-4、および 1-5 と比べ、Nb を含有していない異材溶接試験片群 W7、W8、および W9 の SCC 感受性は同程度であると考えられる。Nb を含有する異材溶接試験片群では、Cr 当量 16~18 (Cr 含有量 15 mass% 程度) の W11

および W12 と、Cr 当量 20-22 (Cr 含有量 20 mass%程度) の W4、W5、および W6 に大別できる。W4、W5、および W6 の平均き裂長さや最大き裂長さは W11 および W12 のそれらに比して小さい値となっており SCC 感受性が低いと考えられる。これは Nb を含有していない異材溶接試験片の結果と同様に、Cr 含有量が多いことが主たる要因であると考えられる。また、任意化学組成試験片の Nb を含有する試験片群の Cr 当量 15 程度である試験片 2-2、2-4、および 2-6 と比べ、Nb を含有する異材溶接試験片群 W4、W5、および W6 の平均き裂長さや最大き裂長さは小さい値となっており SCC 感受性が低いと考えられる。異材溶接試験片群の方が Nb 含有量は多いものの、Cr 含有量が多かったため、SCC 感受性が抑えられたものと考えられる。

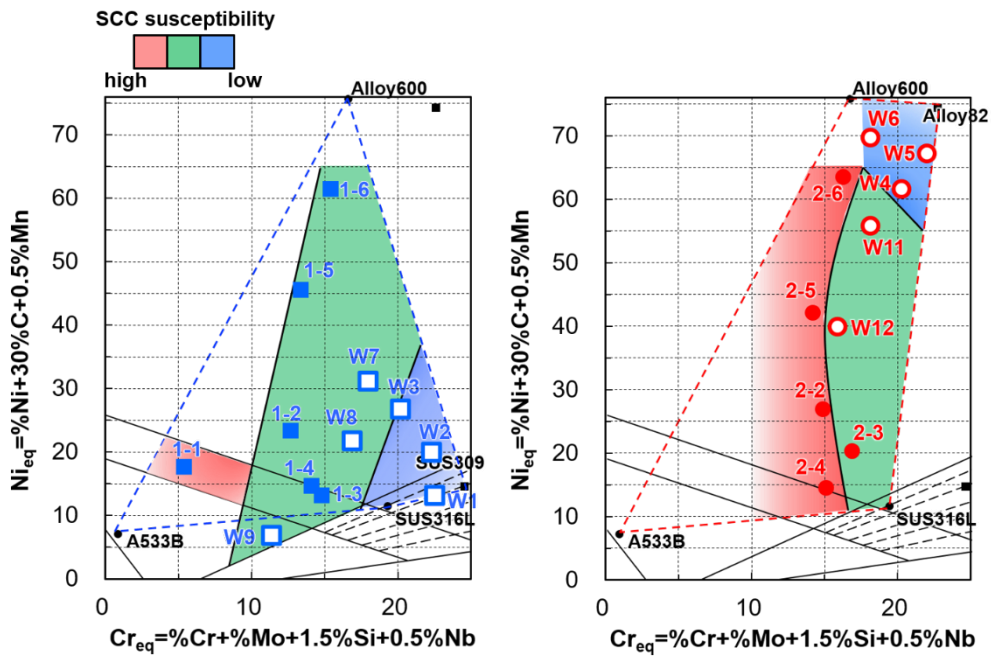
以上の SCC き裂観察結果とシェフラーの組織線図における考察に基づき SCC 感受性ハザードマップを導出・拡充した。その結果を、Nb を含有する場合と Nb を含有しない場合に分けてそれぞれ図 3-57 に示す。各場合において、SCC 感受性の相对比较から 3 色に色分けをして、Cr 当量、Ni 当量、および溶接材料から予測される成分範囲線(破線)内に色分けを行った。相対的に最も SCC 感受性が高いと判断できる領域が赤、最も SCC 感受性が低いと考えられる領域が青であり、その中間の SCC 感受性の領域を緑とした。今回の一連の試験において SCC き裂観察を行ったデータプロット点周辺以外の領域については今後さらなるデータの積み重ねにより、より確度の高い色分けができるようになると思われる。



(a) Nb を含有しない試験片

(b) Nb を含有する試験片

図 3-56 拡張したシェフラー組織図中での異材溶接試験片の SCC き裂分布



(a) Nbを含有しない試験片

(b) Nbを含有する試験片

図 3-57 拡張したシェフラー組織図中での SCC き裂分布のハザードマップ

### 3.4 研究推進【R3-R5】

研究代表者の下で、各研究項目間において密に連携して研究を進めるとともに、各研究項目で共通となる試験片や試験データの授受が円滑に行えるように、共通認識や進捗などの情報を共有しながら推進した。令和5年度では、研究代表者、研究分担者が揃ってのWEB会議を4回、対面会議を1回実施するとともに電子メール等により日頃から進捗状況などの情報共有を頻繁に行った。

毎回の会議では、活発な議論が行われ、前節までに述べた通り、溶接実験により得られた溶融部の形態や温度計測の結果などや方針や長期・短期における目標等を参加者全員で共有、確認するとともに、都度意見交換を行った。また、得られた知見は溶接学会全国大会などで2件発表しており、学術論文として執筆中である。

#### 4. 結言

本研究では、素材や部品の多種多様な組合せの異種材料溶接に対し、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性などの溶接部性能までをワンスルーで予測するテーラード溶接プロセスシミュレーションシステムを構築することを目的とし、「溶接プロセスシミュレーションモデルの構築」、「溶接部マイクロ組織形態解析」、「溶接割れ感受性評価試験」、「SCC感受性評価試験」について検討を進めた。原子炉設備での使用を想定し、Ni基合金、ステンレス鋼、低合金鋼の母材（被溶接材料）と、Ni基合金とステンレス鋼の溶接材料とを様々な組み合わせで異材溶接した際に考えられる化学組成範囲を対象として、溶接割れやSCCのハザードマップの導出と溶接プロセスの物理を考慮した異材溶接プロセスシミュレーションシステムの構築に取り組んだ。

真空溶解や異材溶接の条件等の適正化により、想定される化学組成の範囲において広範囲に渡った任意化学組成試験片ならびに異材溶接試験片を作製できた。これらの試験片を用い、溶接割れやSCCの感受性評価試験を行い、Cr当量とNi当量を基にしたそれぞれの割れ感受性のハザードマップを構築することができた。加えて、マイクロ組織形成について組織観察と熱力学データベースに基づく数値解析により実験と解析の側面から、Ni当量変化に伴うNbの偏析など割れ感受性に対する材料学的な影響因子を見出した。これらの異材溶接部の広範囲な化学組成における溶接割れおよびSCCの割れ感受性のハザードマップはじめとした知識基盤、ならびにNi当量変化に伴うNbの偏析の影響の明確化などは世界初の知見である。

また、同一の化学組成範囲を対象とした異材溶接プロセスについて、溶接過程で生じる物理現象を考慮したFEMによる3次元熱伝導解析ならびに熱弾塑性解析を検討した。実験により計測した温度履歴・分布や溶融形態から熱源モデルを構築するとともに、実測した残留応力や材料特性を用いることで熱弾塑性解析の高度化を図った。これらの検討により広範囲な化学組成に適応した溶接プロセスシミュレーションモデルを構築した。このモデルにより、溶接プロセス条件、素材・溶接材料、溶接部形状から、本研究で対象とした異材溶接における溶接部の溶融形態や残留応力分布の導出が可能であることを見出した。特に溶融形態から溶接金属部の化学組成を見積ることができ、算出した化学組成と、溶接割れおよびSCCのハザードマップを用いることで、設計段階から溶接プロセス、溶接割れ性、耐応力腐食割れ性などの溶接部性能までをワンスルーで予測することができることを示した。

本研究において、異材溶接で想定される広範囲な化学組成を対象として、溶接割れとSCCの感受性を同一の試験片を用いて検討するとともに、これらの実験結果を基にした熱伝導解析ならびに熱弾塑性解析のシミュレーションモデルを構築し、実験と数値解析の融合により、異材溶接時の溶接割れやSCCの感受性の予測を示した事例は皆無である。これらは接合科学、材料科学、材料力学、腐食科学が重畳するマルチフィジックスに対し、それぞれの分野を専門とする研究者が集まって取り組むことで達成でき、これにより他に類を見ない溶接割れ、SCCの知識基盤、CAE解析が獲得でき、テーラード溶接シミュレーションシステムを構築できたと考えられる。

しかしながら、試験片作製および加工、各割れ試験の実施と評価などには時間を要するため、本研究で導出した溶接割れおよびSCCのハザードマップのプロット数は十分とは言えず、今後さらなるデータの蓄積を行うことでハザードマップの精度を向上させることができる。同様に、熱伝導解析や熱弾塑性解析では、各化学組成に応じた様々な物性値が必要となり、多くの物性値を

取得することで、解析精度も向上すると考えられる。また、本研究のような手法により、異材溶接プロセスにおける溶接割れやSCCの発生リスクを予測できると考えられ、実験データや物性値を蓄積し、ビッグデータ化することで、Ni基合金、ステンレス鋼、低合金鋼の組合せに限らず、様々な材種の組合せに対して、健全かつ高信頼性の溶接部設計のための溶接プロセス条件や材料選択の最適化も実現できると示唆される。