



Title	動的直接観察測定法（MISO法）による溶接凝固割れ現象の基礎的研究
Author(s)	富田, 正吾
Citation	大阪大学, 1989, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/1169
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

動的直接観察測定法（MISO法）
による溶接凝固割れ現象の
基礎的研究

1988年12月

富 田 正 吾

目 次

第1章	緒 論	1
第2章	溶融池の凝固前面および凝固割れの発生挙動の観察と その検討	7
2.1	緒 言	7
2.2	使用材料	8
2.3	動的直接観察測定 (MISO) 法について	10
2.4	実験方法	10
2.4.1	溶接凝固前面観察のためのMISO法	10
2.4.2	凝固割れの発生および伝播挙動のMISO法	11
2.5	凝固前面および凝固割れの発生挙動の検討	14
2.5.1	凝固前面の挙動	14
2.5.2	凝固割れの発生および伝播挙動	16
2.5.3	凝固割れの発生および伝播挙動と凝固割れ破面の 対応	21
2.6	凝固現象および凝固割れの発生に関する考察 および凝固割れの概念についての新提案	23
2.6.1	凝固現象および凝固割れの発生に関する理論的考察	23
2.6.2	凝固割れの概念についての新提案	27
2.7	結 言	32
第3章	急速歪付加方式割れ試験による凝固割れ発生時の 限界歪の測定	35
3.1	緒 言	35
3.2	使用材料	36
3.3	実験方法とその検討	36
3.3.1	引張型高温割れ試験法	36
3.3.2	Trans-Varestraint 割れ試験法	40

3.3.3	拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた急速引張型 高温割れ試験法	40
3.4	フィルム解析法	45
3.4.1	凝固割れの発生時の限界歪の測定法	45
3.4.2	凝固割れの伝播中における割れ先端の歪の測定法	47
3.4.3	延性曲線の作成法	48
3.5	凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす標点間距離の影響	50
3.6	MISO法による限界歪とTrans-Varestraint 割れ試験に おけるマクロ的な限界歪の比較	52
3.7	各種材料の延性曲線および凝固割れ感受性の比較	53
3.7.1	炭素鋼の延性曲線および凝固割れ感受性の比較	53
3.7.2	ステンレス鋼の延性曲線および凝固割れ感受性の 比較	56
3.8	凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響	57
3.8.1	凝固組織、凝固割れの発生状況および割れの発生時 の限界歪に及ぼす溶接速度の影響	58
3.8.2	凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響 についての考察	61
(1)	柱状晶の会合部におけるミクロ偏析についての検討	61
(2)	凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす結晶粒界の個数 の影響	63
3.9	結 言	66
付録 3.A	凝固割れの発生までの歪履歴	67
第4章	凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす歪速度の影響	69
4.1	緒 言	69
4.2	使用材料および実験方法	70
4.2.1	使用材料	70
4.2.2	引張型高温割れ試験法	72
4.2.3	Houldcroft型割れ試験法	72
4.2.4	中・低速引張型高温割れ試験における凝固割れの 発生時の限界歪および歪速度の測定法	74

4.2.5	粒界すべりを観察するための凝固割れ試験法	75
(1)	引張型高温割れ試験法	75
(2)	Trans-Varestraint 割れ試験法	76
4.2.6	再現高温延性試験法	77
4.2.7	粒界すべりの観察および測定法	78
4.3	凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす歪速度の影響	79
4.3.1	炭素鋼における限界歪の歪速度依存性	79
4.3.2	ステンレス鋼における限界歪の歪速度依存性	84
4.4	限界歪速度による凝固割れ感受性の比較	85
4.5	Houldcroft型割れ試験における歪速度の測定および 片面SAW 溶接施工における歪速度の推定	87
4.6	凝固割れの発生時の限界歪の歪速度依存性と粒界すべり の相関性	91
4.6.1	凝固割れ試験における粒界すべりの観察	91
4.6.2	固液共存域へ再加熱したときの粒界すべり	94
4.6.3	限界歪の歪速度依存性に関する考察	96
4.7	結 言	99
第5章	凝固割れの発生機構からみた凝固割れ試験法の検討	103
5.1	緒 言	103
5.2	各種凝固割れ試験法の検討	104
5.2.1	Varestraint 割れ試験法	104
5.2.2	Murex 型割れ試験法	106
5.2.3	LTP 割れ試験法	106
5.2.4	可変変形速度割れ試験法	107
5.2.5	FISCO 溶接割れ試験法	107
5.2.6	Houldcroft割れ試験法	108
5.2.7	拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた引張型高温 割れ試験法	109
5.3	MISO法によるマクロ的凝固割れ感受性指標と歪ゲージ 測定法によるミクロ的凝固割れ感受性指標の相関性	110

5.3.1 使用材料および実験方法	110
(1) 使用材料	110
(2) 拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた引張型高温 割れ試験法	110
5.3.2 拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた引張型高温 割れ試験における凝固割れの発生状況	115
5.3.3 ミクロ的変形挙動とマクロ的変形挙動の相関性	118
5.3.4 凝固割れの発生に必要な限界歪速度とマクロ的に 測定できる限界変形速度の相関性	120
5.4 結 言	125
第6章 総 括	127
謝 辞	133
参考文献	134
本論文に関係した発表論文	137

第 1 章 緒 論

鉄鋼および非鉄合金などの溶融溶接時において、溶接金属にしばしば凝固割れが発生し問題となることがある。このため材料の凝固割れ感受性は古くから材料の溶接性の一つの重要な指標となっており、研究が行なわれてきている。この凝固割れは材料の化学組成はもちろん、溶接法、溶接条件および拘束条件等によって凝固割れの発生の有無や形態が異なるのである。さらに、従来の各種アーク溶接による溶接部以外にも、最近、電子ビームやレーザービーム溶接法の発達により、新たに各種機械構造用低合金鋼、中・高炭素鋼などにまで溶接を行なうことが試みられているが、これらの溶接部にも凝固割れが発生し問題となってきた¹⁾。このように材料の溶融溶接時の凝固割れの問題は、最近の目覚ましい材料開発とその応用に伴い、ますます広くかつ重要な問題となってきた。

凝固割れは凝固中の実固相線温度以上における溶接金属内の粒界で発生するものであると定義されている。一般に金属の凝固中の温度領域では延性が極めて低いことがよく知られており、この領域は凝固脆性温度領域 (Brittleness Temperature Range: 以下、BTR と称す) と呼ばれている。そして、凝固収縮や熱変形などにより内、外からの歪が付加されることによって融液が残留している粒界に沿って凝固割れが発生すると考えられている。

したがって、凝固割れを防止あるいは制御するためには凝固中の残留融液の挙動ならびに歪の発生と集中場所等についての基礎的な現象と機構を解明することが不可欠となるのである。これに関して前記の残留融液の挙動については、これまでに W. S. Pellini²⁾、W. I. Pumphrey³⁾、沖⁴⁾、J. C. Borland⁵⁾ 等が種々の説を提案しており、いずれの説も粒界

での融液の量あるいは分布に立脚したものであり、凝固割れは凝固過程の後期段階で残留する融液量が少なくなったときに起こり易いとされている。それは融液が多い凝固の初期段階では、仮に凝固割れが発生しても融液により“heal”されてしまうと考えられているからである。しかしながら、いずれも凝固割れ現象そのものおよび残留融液の挙動を含む凝固現象が十分把握されていないままでの議論となっているため、これらの諸説では必ずしも実際の溶接施工における凝固割れ現象を十分に説明できるとはいえない。

いっぽう、凝固割れに密接に関連している凝固現象についての新しい理論的解析は1950年代にB. Chalmersら^{6, 7)}により提唱された組成的過冷の概念によって始めてなされ、その後もこの概念に基づいて凝固組織の形成、ミクロ偏析等について実験的および理論的に多くの進歩を遂げてきた⁸⁾。また、実際の凝固現象をより動的に捉えるために、凝固中の熔融金属を排出する方法⁹⁾、凝固中の金属を急冷する方法¹⁰⁾ およびX線トポグラフィーによる casting 時の凝固過程の動的観察¹¹⁾、また溶接の分野では顕微鏡による凝固前面の観察等の直接的手法が行なわれてきている¹²⁻¹⁵⁾。しかしながら、凝固割れ現象にとって重要な残留融液の少ない温度域での凝固過程に関する詳細な検討は一、二を除いてまだ十分とはいえない^{16, 17)}。このため溶接凝固割れ現象は残留融液の少ない温度域で発生し易いという一般的な了解はあるものの、さらに詳細についてはまだ不明の点も多いといえる。

またいっぽう、凝固中の歪の発生とその集中の挙動については、ミクロ的な測定や検討は実験上の手段の難しさからほとんど行なわれていないといえる。しかし、実際の溶接施工を遂行する上からみて材料の溶接凝固割れ感受性を評価する必要がある。このため従来、FISCO 割れ試験法¹⁸⁾、Houldcroft 割れ試験法¹⁹⁾、Murex 型割れ試験法²⁰⁾、

Varestraint 割れ試験法^{21)、22)}など種々の試験法が考案され、用いられてきている。しかし、各試験法間や実際の溶接施工との相関性は必ずしも明確ではなく、そのため試験法間の比較はもとより各試験法による結果から溶接施工時の凝固割れの発生の有無や発生する場合の凝固割れの程度をあらかじめ予測することはまだ十分とはいえず、一般に材料間の相対的な比較試験法として用いられているのが現状である。その理由の一つは、凝固割れの発生、伝播および停止の現象およびその条件について十分解明されないままに、各試験方法について総割れ長さ、最大割れ長さおよび割れ率等のそれぞれ独自の凝固割れ感受性指標が用いられていることによるのである。

したがって、材料の凝固割れ感受性を普遍的にまた統一的に検討するにはまず第一に上記の割れ試験時における割れの発生部付近の歪および歪の集中等を定量的に測定することであろう。そして材料の凝固割れの発生、伝播および停止の条件を明確にすることであると考えられる。これに関して、Varestraint 割れ試験法は凝固割れの発生および伝播のための歪を測定できる数少ない試験法であり、試験方法の簡便さもあり、広く用いられている。しかし、この方法も歪は母材も含んだマクロ的な値として加えられており、実際に凝固割れの発生付近の歪およびその分布についての詳細は不明である。このため凝固割れ感受性が極めて高い材料では極めて低いマクロ的な限界歪で凝固割れが発生するため、歪が測定できない場合もある²²⁾。また一部の材料ではVarestraint 割れ試験での凝固割れ感受性が溶接施工での凝固割れ感受性と一致しないという問題点もでてきている²³⁾。後者の問題点においてその理由の一つとしてはVarestraint 割れ試験法が極めて大きい歪速度を持つ凝固割れ試験法であることが考えられる。すなわち、仮に凝固割れの発生時の限界歪に歪速度依存性があるような材料が存在するならば、溶接施工におけ

るこの材料の凝固割れ感受性はVarestraint 割れ試験法では評価できないことになる。したがって、この材料に対してはより実際の溶接施工に近い変形条件で凝固割れ感受性を評価することが望まれるのである。このためには溶接施工における変形挙動を知る必要があるが、一般に溶接施工における変形速度はVarestraint 割れ試験のような高歪速度で付加されることは少ないようである。このためこのことを考慮して低歪速度でのVarestraint 割れ試験を行なっている例^{24, 25)}もあるが、この場合、動的な歪の付加挙動は複雑となり詳しい検討は行なわれていない。

また一般に、熱間加工の分野では延性は歪速度依存性を持ち、延性は歪速度の増加と共に上昇することがよく知られている²⁶⁻²⁹⁾。しかし、凝固割れに関してはこのような歪速度依存性の検討はこれまでほとんどなされていない。このことは上記のような実際の溶接施工との対応を考えた場合、重要な問題となるのである。

以上の背景をもとにして、本研究では溶接時の凝固割れの発生について材料の変形能の観点より基礎的な検討を行なった。すなわち、まず凝固割れの発生挙動を直接的かつ微視的に検討する必要があると考え、新しく動的直接観察法を考案した。そして、この方法を用いて溶接中の凝固現象および凝固割れの発生挙動について検討を行なった。そして凝固割れの発生時の限界歪の測定を行なうことにより、材料間の凝固割れ感受性を評価し、限界歪に及ぼす溶接速度および歪速度の影響を明らかにした。さらに、本研究結果をもとにして現在実用されている凝固割れ試験法の原理について検討し、その合理性について考察を加えた。

本論文の構成および主な内容はつぎのとおりである。

第1章は緒論であり、従来の研究経過および本研究の必要性ならびに目的を述べた。

第2章では、溶接中の凝固過程における凝固前面付近の挙動をより詳

細に把握するため、動的直接観察測定 (Measurement by means of In-Situ Observation、略してMISOとする) 法を新しく考案し、これを使用して溶接中の凝固前面の挙動を明らかにした。さらに、本MISO法を引張型高温割れ試験に適用することにより、凝固割れの発生および伝播挙動を明瞭に観察することができることを明らかにした。そして、さらに凝固割れ破面を詳細に検討することにより、凝固割れの発生および伝播挙動の特徴について述べた。

第3章では、MISO法による凝固割れの発生時の限界歪の測定と測定結果について検討した。まず、試作の炭素鋼および市販のステンレス鋼に対する急速引張型高温割れ試験にMISO法を適用することにより、凝固割れの発生時の限界歪を再現性よく測定できることを示した。また、各材料の延性曲線を比較的良好な精度で作成できることを示した。さらに、限界歪に及ぼす溶接速度の影響について検討し、限界歪には溶接速度依存性があることを明らかにし、そしてその理由について検討した。

第4章では、試作の炭素鋼、市販のステンレス鋼およびNi系合金に対して、クロスヘッド・スピードを種々変化させた引張型高温割れ試験を行ない、限界歪に及ぼす歪速度の影響について検討した。そして、限界歪には歪速度依存性があることを明確にし、歪速度の増加と共に限界歪は上昇することを示した。また、実際の溶接施工時において溶接金属部にかかる歪速度は比較的遅く、上記の引張型高温割れ試験において凝固割れが発生し得ない限界の歪速度（以下、限界歪速度と称す）程度に遅いことも明らかにした。その結果、実際の溶接施工を想定した場合の材料間の凝固割れ感受性を評価する指標としては限界歪速度が最も適していることを示した。

さらに、凝固割れには凝固中における粒界すべりが関与していることを示し、その挙動についても検討を行ない、限界歪の歪速度依存性の理

由を粒界すべりによる変形量の観点から説明できることを明らかにした。

第5章では、まず第3および4章の結果に基づいて各種凝固割れ試験法の原理について考察を加えることにより、各試験法の意義について検討した。そして、凝固割れを再現よく発生でき、かつ引張変形速度もある程度に変化できる拘束緩和式U型高温割れ治具（以下、U型高温割れ治具と略す）を用いて引張型高温割れ試験を行ない、第4章におけるMISO法によるミクロ的な限界歪速度とU型高温割れ治具における歪ゲージによるマクロ的な限界変形速度の相関性について検討した。これによりU型高温割れ治具による割れ試験方式であれば限界歪速度と限界変形速度はよい対応関係にあることを示すと共に、マクロ的な限界変形速度によっても材料間の凝固割れ感受性を良好に評価できることを示した。

第6章は総括であり、本研究で得られた主な諸結果を総括した。

第 2 章 溶融池の凝固前面および 凝固割れの発生挙動の観 察とその検討

2.1 緒 言

溶接凝固割れは溶融溶接における凝固時に生ずるが、この凝固割れは凝固温度範囲内のどの部分で発生し易いのか、あるいはその発生し易い部分では融液はどの程度に残留しどのように分布しているのか等が明らかになることが望まれる。従来、W. S. Pellini²⁾、W. I. Pumphrey³⁾、沖⁴⁾、J. C. Borland⁵⁾ 等が凝固割れに関して種々の理論を提案してきたが、その多くは凝固温度範囲内で固相が温度低下に比例して単純に増加するようなモデルに立脚しており、凝固割れ現象そのものが未だ不明確のためこれらの理論は単なる定性的な考え方にほかならないものが多い。

いっぽう、金属材料の凝固現象に関する基礎的研究は1950年代に B. Chalmersら^{6, 7)}によって提唱された組成的過冷の概念によって初めてなされ、その後急速に発展し、凝固前面の安定性、セルやセル状樹枝状晶等のサブ組織の形成の有無とそれらの形成条件などが明らかにされてきた^{8, 30, 31)}。またそれと共に、サブ境界へのミクロ偏析の定量的評価等も実験的および理論的に進歩してきた^{8, 16, 32)}。しかしながら、凝固中の各温度における融液の量や分布などは凝固割れの挙動を十分説明し得るほどには解明されていない。その理由の一つは、従来は主として凝固後に観察されるサブ組織やミクロ偏析の挙動を解明することに主眼が置かれてきたために、凝固中の具体的かつ詳細な過程はあまり重要視されなかったことが挙げられよう。しかし上記のごとく、凝固割れの発生過程を的確に捕らえることは、凝固割れ感受性の比較、凝固割れの発生

の条件の確立のみならず、凝固割れの防止法を検討するうえでも必須といえよう。凝固中の凝固前面の形態を検討する方法として溶湯排出法なる方法⁹⁾がかつてしばしば用いられたことがある。これは、例えば鋳型を急速に傾けて融液を排出させることによって凝固前面付近の固相の発達過程を見ようとするものである。これはサブ組織の有無の検出などの目的には適しているが、固相の発達過程を詳細に捕らえることは不可能であった。

さらに、より直接的な方法として顕微鏡を用いた観察方法^{12-15, 33)}がある。これは、鋳造の分野では結晶粒の生成現象を観察した例³³⁾があり、また溶接の分野では熔融池の凝固前面およびその後方のサブ組織の観察を行なった例¹²⁻¹⁵⁾がある。とくに、Yu. A. Sterenbogenら¹²⁾は溶接中の凝固前面を観察している点で貴重である。しかし、凝固前面の酸化を防止するために溶接が可変雰囲気チャンバー内で行なわれている点で汎用性に乏しい。また詳細な解析も行なわれていない。しかし、この方法を応用すれば凝固過程と凝固割れの関係を、さらには凝固割れの発生および伝播挙動について多くの知見を得ることが期待できよう。

そこで、本章では溶接中の熔融池の凝固前面をチャンバーなしで動的に直接観察できる方法を考案し、その挙動を検討した。さらに、この方法を引張型高温割れ試験機に適用し、急速引張試験を行ない凝固割れの発生および伝播挙動の検討を行なった。急速引張試験では引張中の凝固前面の移動がほぼ無視できるため、凝固割れの発生および伝播位置や伝播速度および凝固割れ破面等を温度に関連付けることが容易となる。そこで、凝固理論に基づいて凝固割れの発生および伝播挙動と凝固過程の関係についても考察を加えた。

2.2 使用材料

使用した材料は市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S、Ni系合金インコネル600 および炭素（C）含有量を約0.02～0.5%間で変化した試作の炭素鋼ならびに市販の機械構造用炭素鋼S35Cである。これらの材料の化学組成をTable 2.1 に示す。板厚はいずれも 2mmである。

Table 2.1 Chemical compositions of material used
(a) Stainless steel and Ni alloy

Material	Item	Chemical composition (wt%)							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Others
Stainless steel	SUS310S (A)	0.06	0.83	1.18	0.018	0.001	24.71	19.23	—
	SUS310S (B)	0.045	0.67	1.16	0.015	0.003	24.80	19.25	—
	SUS310S (C)	0.05	0.60	0.60	0.023	0.005	25.33	19.03	—
Ni alloy	Inconel 600	0.10	0.10	0.16	0.008	<0.005	15.64	75.56	Fe:7.34, Cu:0.32

(b) Plain carbon steel

Material	Item	Chemical composition (wt%)							
		C	Si	Mn	P	S	Al*	N	O
Tentative plain carbon steel	C023	0.023	0.130	0.966	0.0040	0.0050	<0.004	0.0011	0.0026
	C08	0.088	0.162	1.001	0.0025	0.0059	0.005	0.0010	0.0015
	C14	0.145	0.144	0.968	0.0039	0.0050	0.009	0.0013	0.0013
	C21	0.214	0.193	0.976	0.0046	0.0060	0.004	0.0010	0.0046
	C41	0.412	0.193	0.975	0.0040	0.0061	0.006	0.0012	0.0019
	C54	0.543	0.148	0.971	0.0054	0.0060	0.008	0.0020	0.0024
Commercial plain carbon steel	S35C	0.34	0.02	0.77	0.023	0.017	—	—	—

*:Soluble

2.3 動的直接観察測定(MISO)法について

2.1 で述べた動的直接観察法¹²⁻¹⁵⁾を本研究では改良して、溶接中の凝固前面および凝固割れの発生および伝播挙動を光学顕微鏡に取り付けたカメラにて拡大撮影した後、フィルム解析をすることにより凝固現象および凝固割れの発生および伝播の位置ならびに歪等の解析を行なった。この方法を動的直接観察測定 (Measurement by means of In-Situ Observation、略して MISO とする) 法と呼ぶ。なお、MISO法による歪の解析方法については3.4 および4.2.4 で詳しく述べる。

2.4 実験方法

2.4.1 溶接凝固前面観察のためのMISO法

凝固前面観察用の試験片の寸法は 100長×40幅 (mm)あるいは100 長×100 幅 (mm)とした。MISO法を行なうための各装置の配置状況およびその模式図をFig. 2.1および2.2 に示す。GTA トーチの上部には実体顕微鏡

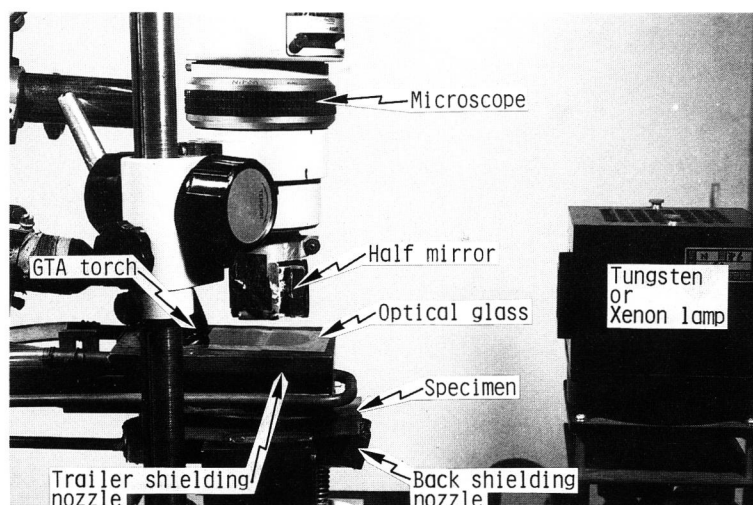


Fig. 2.1 Close-up view of device for MISO technique

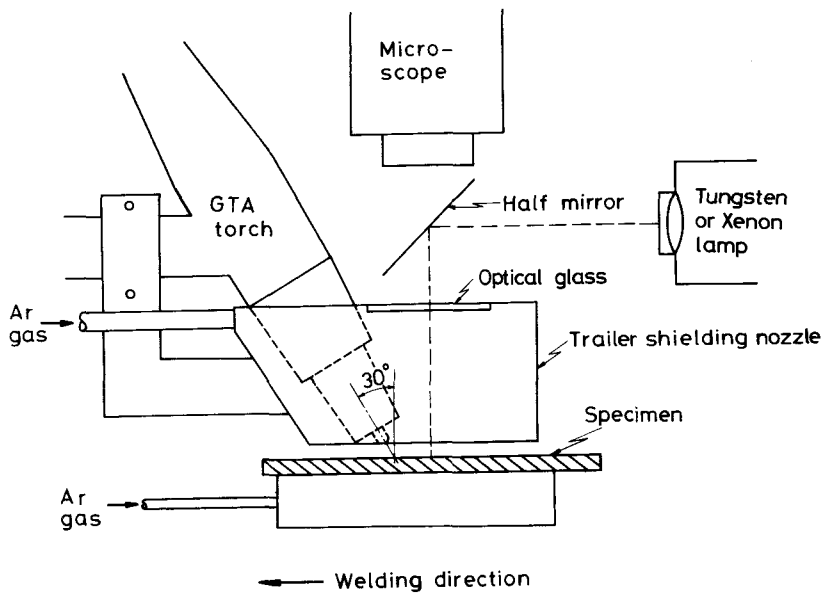


Fig. 2.2 Schematic illustration of device for MISO technique

を置き、その上に35mmカメラを取り付けた。凝固前面の酸化を防止して鮮明な像を得るためにトーチにはトレーラ・シールドイング・ノズルを取り付け、Arガスにてシールドを行なった。同時に試験片裏面もArガスにてシールドを行なった。また像のコントラストを改善するためにタングステン・ランプあるいはキセノン・ランプとハーフ・ミラーにより垂直照明を行なった。フィルム倍率は約7.5 および11.5倍とした。なお、フィルム感度はISO 400 である。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法(DCEN)を用いた。溶接条件をまとめてTable 2.2 に示した。

2.4.2 凝固割れの発生および伝播挙動のMISO法

凝固割れを発生させて、その発生開始点および伝播位置と凝固前面の挙動の対応性を検討するために、引張型高温割れ試験機を用いて急速引

Table 2.2 Welding conditions used

Welding speed (mm/s)	Welding current (A)	Arc voltage (V)
0.67	70~ 75	14~16
0.83	60~ 70	14

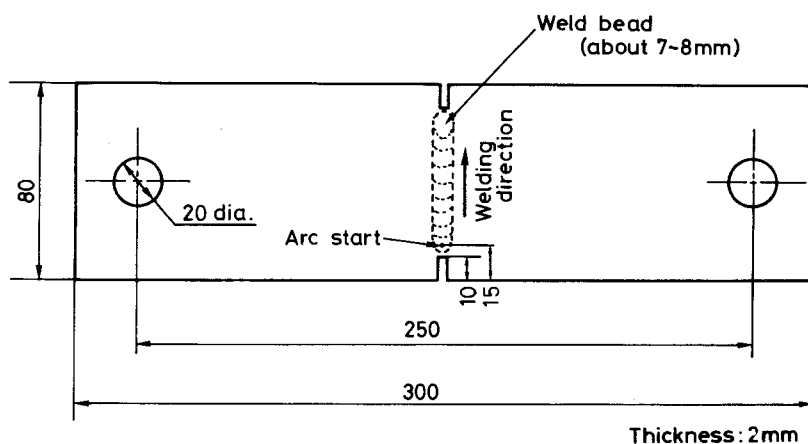


Fig. 2.3 Shape and size of specimen used for tensile hot cracking test

張試験を行なった。試験片の形状および寸法をFig. 2.3に示す。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法 (DCEN) であり、溶接条件は溶接電流70~80A、アーク電圧12~16V、溶接速度0.83mm/sとした。MISO法を行なうための各装置の配置状況およびその模式図をFig. 2.4および2.5 に示す。溶接開始後、溶融池の後端が試験片幅の中央に達した時点で溶接方向と直角

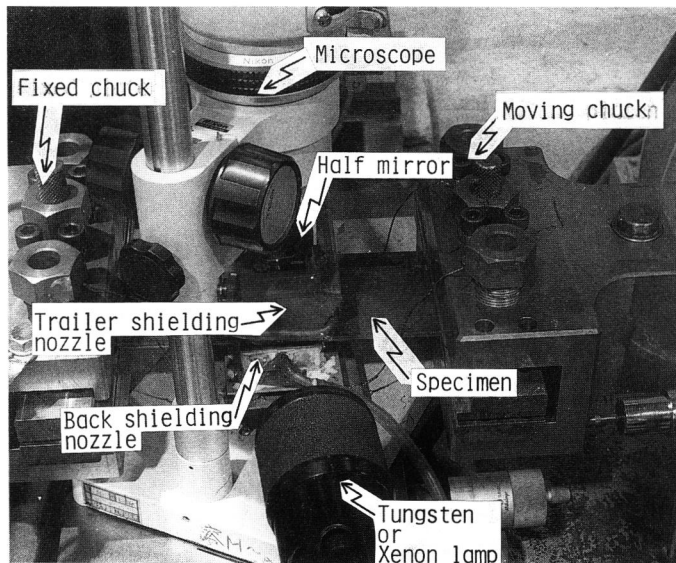


Fig. 2.4 Close-up view of tensile hot cracking test machine

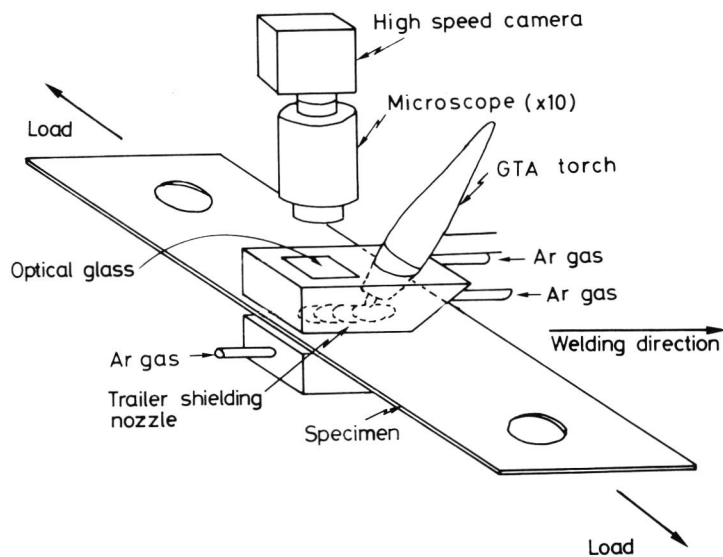


Fig. 2.5 Schematic illustration of device for MISO technique utilizing tensile hot cracking test

方向にクロスヘッド・スピード（以下、C.H.S.と略す）10mm/sで3mmの
変位を加えて凝固割れの発生および伝播挙動を2.4.1と同様な方法で撮
影した。撮影には16mm高速度カメラ（200コマ/s）を用い、フィルム倍率は
1.5倍とした。なお、フィルム感度はISO 400である。つぎに、撮影し
たフィルムをフィルム解析装置（大沢商会製、F308型）にて約20倍
（総合像倍率約30倍）拡大して、凝固割れの発生および伝播挙動を解析
した。

また、凝固前面付近の冷却曲線の勾配から求めた平均冷却速度を溶接
速度で除して得られた平均の温度勾配を介して凝固割れ長さを温度に換
算し、凝固脆性温度領域（以下、BTRと称す）を求めた。なお、溶接方
向の冷却曲線はW・5%Re-W・26%Re熱電対（直径0.3mm）を用いて测温し、
自動平衡型ペンレコーダで記録した。

2.5 凝固前面および凝固割れの発生挙動の検討

2.5.1 凝固前面の挙動

SUS310S(A)について溶接速度が0.83mm/sの場合の直接観察例をFig.
2.6に示す。熱腐食により凝固組織中のサブ組織（以下、サブ組織と称
す）および柱状晶粒界が明瞭に観察された。なお、本論文でいう柱状晶
粒界とは、一群の平行なセル状樹枝状晶からなる柱状晶間の境界すなわ
ち大傾角粒界を意味している。Fig. 2.6のサブ組織は2次枝を持っている
ことよりセル状樹枝状晶と判断された。溶融池内にはセル状樹枝状晶
の1次枝あるいは2次枝の先端に対応すると考えられる突起が観察され
る。このため凝固前面はやや入り組んでいる。セル状樹枝状晶境界およ
び柱状晶粒界で融液が明らかに残存しているようにみられる領域（以
下、見かけの固液共存域と称す）を矢印の範囲で示した。この見かけの
固液共存域は温度分布曲線より推定するとほぼ20～30℃であった。

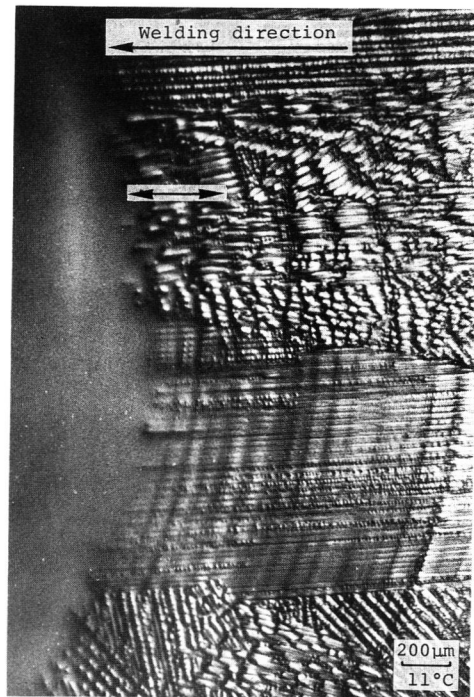


Fig. 2.6 Solidification front of
SUS310S (A)
(welding speed:0.83mm/s)

インコネル600 の直接観察例をFig. 2.7に示す。写真中央のサブ組織の形態から判断してサブ組織はセル状樹枝状晶と考えられる。また、上記の見かけの固液共存域はほぼ25～35℃であった。

つぎに、炭素鋼においてC含有量を変化させた場合の直接観察例をFig. 2.8に示す。0.024%C 鋼では凝固前面はほぼ平滑状界面のように観察されたが、凝固前面後方のビード表面にサブ組織が一部観察されたことから凝固前面はわずかな突起を持っており、セル状界面として成長していたと考えられる。C含有量が0.088%以上では凝固前面では突起が明瞭に観察された。

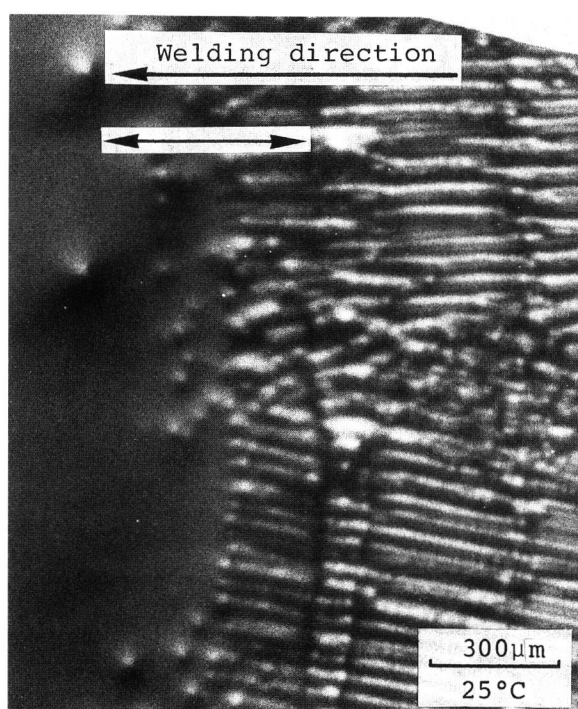


Fig. 2.7 Solidification front of
Inconel alloy 600
(welding speed:0.67mm/s)

2.5.2 凝固割れの発生および伝播挙動

SUS310S (C) における凝固割れの発生および伝播挙動の一例をFig. 2.9 (a)、(b)、(c) および (d) に示す。(a) は凝固割れが発生し始めた時点を示しており、この時点を経験の原点 ($t=0$) とした。凝固割れは凝固前面より約 $500\mu\text{m}$ 低温側の位置で発生しており、ここは2.5.1 で述べた見かけの固液共存域のやや低温域であり、そのため融液相はみられなかった。(b) は凝固割れが高温側および低温側へと伝播していく様子を示したものである。(c) において凝固割れは高温側および低温側への伝播を停止しており、(d) では凝固割れの開口量の増加のみがみられる。

そして、撮影したフィルムを解析することにより凝固前面から凝固割

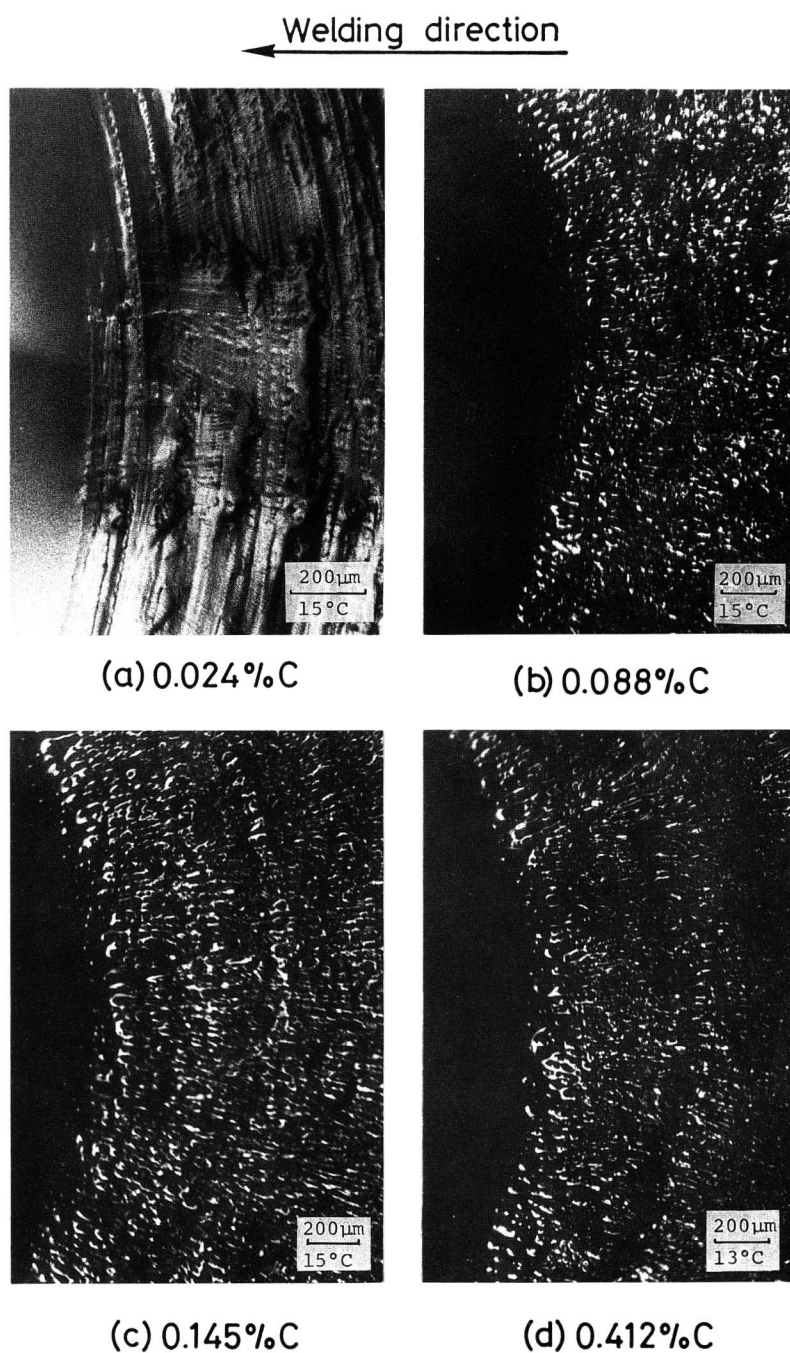


Fig. 2.8 Solidification front of plain carbon steel (welding speed: 0.83 mm/s)

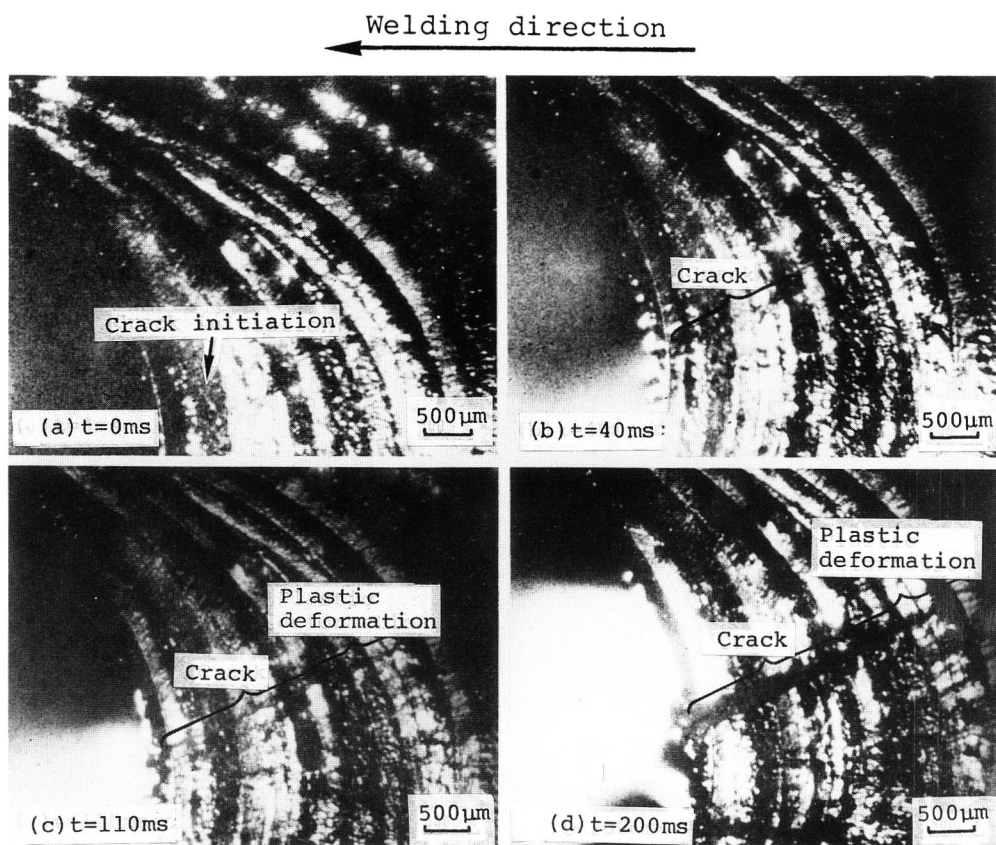
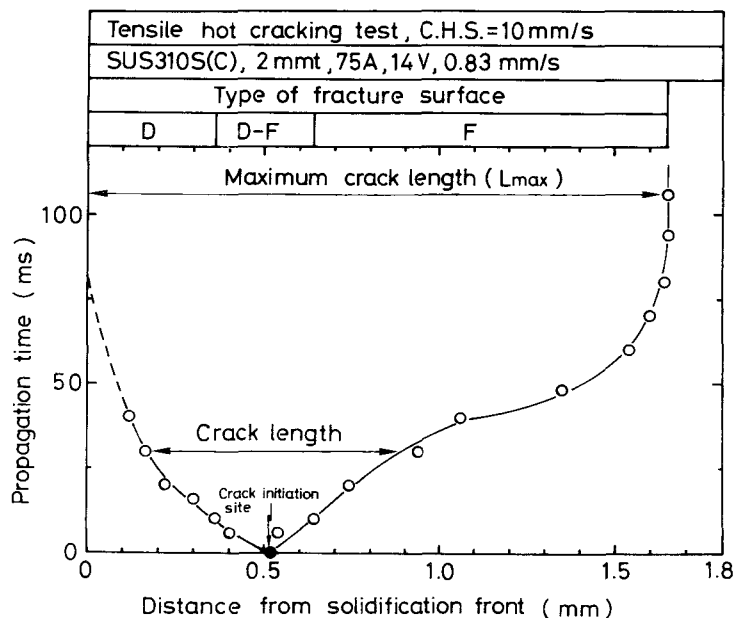


Fig. 2.9 An example of sequence of cinefilms during rapid tensile hot cracking test for SUS310S (C)

れの高温側および低温側の先端までの距離を時間に対してプロットしたものをFig. 2.10 (a)および (b) に示す。(a) は上記のSUS310S (C)について示したものであり、凝固割れの発生領域は時間と共に増加して、約50 msの時点で凝固割れの高温側の先端は凝固前面にほぼ到達し、また約80 msの時点で低温側への伝播は停止し、割れ長さは最大値 (L_{max})を示す。(b) はS35Cについて示したものであり、(a) と同様な傾向を示し、約100ms の時点で低温側への伝播は停止した。図中の L_{max} は温度勾配によ



(a) SUS310S(C)

Fig. 2.10 Relation between positions of crack tips and time after crack initiation during rapid tensile hot cracking test

りBTR に換算できる。注目されることは、凝固割れの発生点はいずれも凝固前面側から L_{max} すなわちBTR の約 $\frac{1}{3}$ 近辺の位置であることである。

以上の結果を総合して、見かけの固液共存域 (ΔT_a)、BTR、 $\Delta T_a/BTR$ および凝固前面から凝固割れの発生点までの温度差 (ΔT_{L-1}) として Table 2.3 に示す。ここでBTR に占める見かけの固液共存域の比率 ($\Delta T_a/BTR$) を見ると約15~35% と低いことがわかる。後述の理由によりBTR はほぼ真の固液共存域に対応すると考えられるため、このことより固相は凝固の初期段階で急速に発達するものと考えられる。これにつ

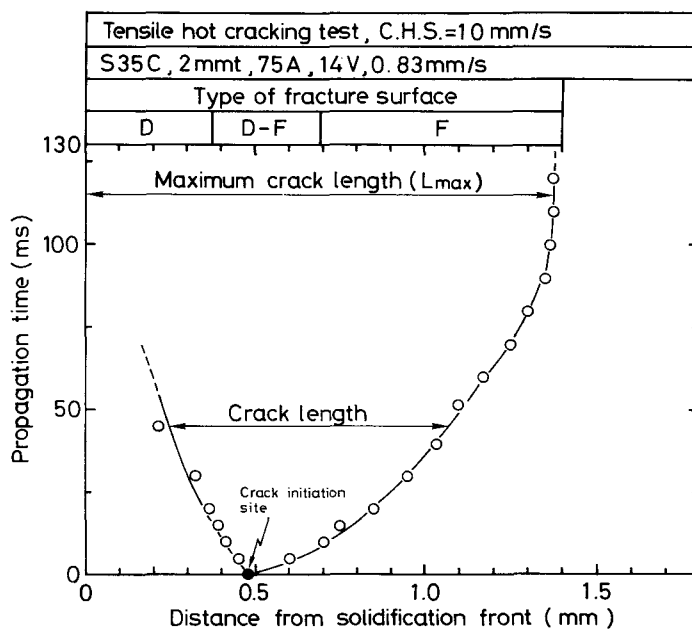


Fig. 2.10 Continued

Table 2.3 Comparison among apparent solidification range ΔT_a , true solidification range BTR and temperature difference between liquidus and crack initiation point ΔT_{L-I} (70~80A, 12 ~14V, 0.83mm/s)

Material	ΔT_a ($^{\circ}\text{C}$)	BTR ($^{\circ}\text{C}$)	$(\Delta T_a / \text{BTR}) \times 100$ (%)	ΔT_{L-I} ($^{\circ}\text{C}$)
SUS310S (C)	20~30	150	13~20	40
Inconel 600	25~35	100	25~35	—
0.145%C	10	40	25	30
0.412%C	15	76	20	20

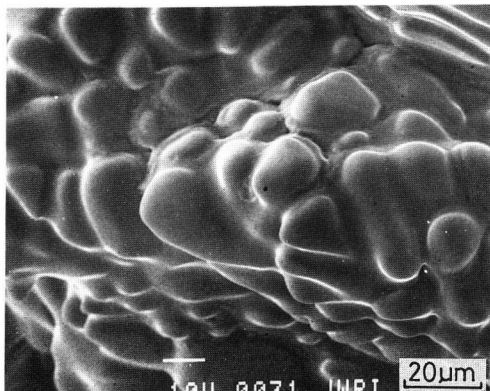
いては2.6 で詳細に考察する。また、凝固前面から凝固割れの発生点までの温度差 (ΔT_{L-I}) はBTR に対して比較的小さくなっており、凝固割れの発生点はBTR の比較的高温側であることがわかる。

2.5.3 凝固割れの発生および伝播挙動と凝固割れ破面の対応

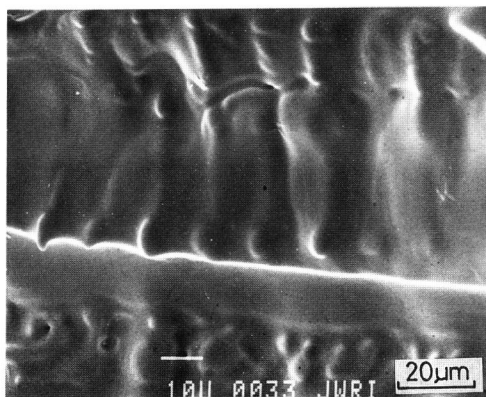
松田らはVarestraint 割れ試験による凝固割れの破面をType D、D-F およびF の3形態に分類した³⁴⁻³⁶⁾。Type Dは液相線温度付近で生ずるもので、セル状樹枝状晶の突起が顕著に見られる。したがって、この部分ではセル状樹枝状晶間に多量の融液が残留していたものと推定されている。Type D-FはType DからF への遷移領域で、Type DとF の中間の特徴としていわゆる液膜段階と推定されている。Type FはBTR の低温域の広い部分を占めるもので、全体に平坦であるが柱状晶の成長方向に並んだボイドが多数みられ、そのボイド内には介在物が存在している。しかも、その介在物は形態から判断して未凝固の状態であったと考えられる。したがってType Fは、マトリックスはほぼ完全に凝固し終ったが、不純物に富む低融点の少量の融液がなお残留する部分に相当しており、液膜段階というよりは液滴段階に相当すると推定されている^{34, 36)}。

本章で用いた引張型高温割れ試験も、Varestraint 割れ試験と同様に急速引張歪型であるため、以下にその破面を検討し、MISO法での観察と比較した。まず、Fig. 2.11 は0.412%C 鋼の破面を示したものであり、Type D、D-F およびF の3形態がみられる。とくにType Fにみられる介在物はその形態から未凝固であったと考えられ、上記松田らの推測^{34, 36)}と一致している。この破面をMISO法と対応させれば凝固割れの発生し始めた位置はType D-Fであった。

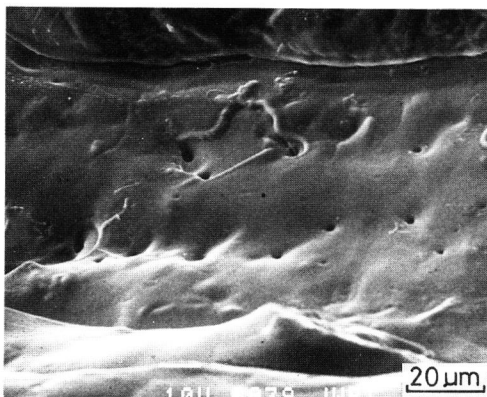
Fig. 2.12 にSUS310S (C)の凝固割れの破面を示す。破面形態は凝固前面から低温側に向かってType D、D-F、Fの順に変化していた。また、図



(a) Type D



(b) Type D-F



(c) Type F

Fig. 2.11 An example of fracture surface of solidification crack for 0.412%C steel

にはフィルム解析による凝固割れの発生し始める位置も示したが、この場合も凝固割れはType D-F領域から発生し始めていた。なお、凝固割れの破面とその発生および伝播過程の関係についてはFig. 2.10 中にも示している。これらで注目すべきことは、これらの例および他の材料のいずれにおいてもType D-Fから凝固割れが発生し始めることである。

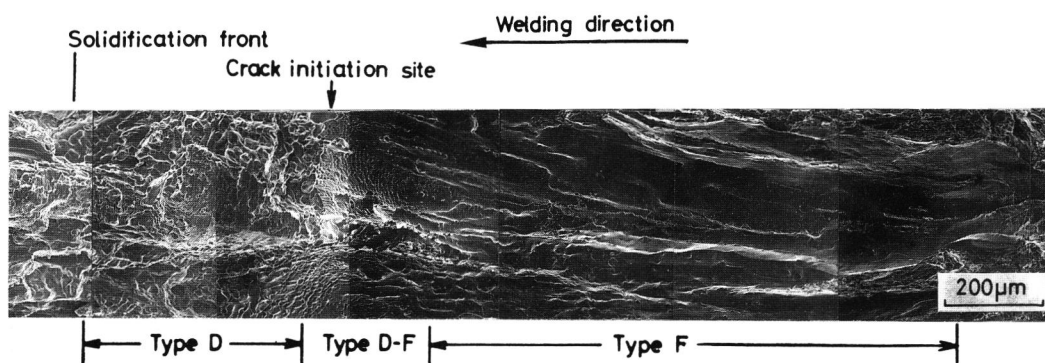


Fig. 2.12 Correlation between SEM fractographs solidification crack initiation site for SUS310S(C)

さらに、Type DからF までの温度範囲すなわちBTR はほぼ真の固液共存域に対応することがわかる。

2.6 凝固現象および凝固割れの発生に関する考察および凝固割れの概念についての新提案

ここでは2.5 で述べた凝固現象および凝固割れの発生挙動について非平衡凝固の観点から考察を行ない、凝固の進展と凝固割れの発生挙動についての従来の概念に対し新しい提案を行なった。

2.6.1 凝固現象および凝固割れの発生に関する理論的考察

セル状樹枝状晶間の残留融液が凝固していく際、その濃度変化の理論的扱いとしては古くはScheilの式³⁷⁾がよく知られている。しかし、Scheilの式では固相中の拡散が考慮されていないために、H. D. Brody

ら³⁸⁾ がこれを考慮して近似解を提案してよく用いられてきたが、この近似解では固相拡散が過大評価されている。しかし最近、T.W.Clyneら^{39、40)} は、固相率が時間の平方根に従って増加する場合の液相の溶質濃度を与えるH.D.Brodyらの近似解析式³⁸⁾ を次式のように修正した。

$$C_L = C_o \{ 1 - (1 - 2\Omega k) f_s \}^{(k-1)/(1-2\Omega k)} \quad (2.1)$$

ここで、 C_L : 液相中の溶質濃度、 C_o : 溶質の初期濃度 (平均濃度)、 k : 平衡分配係数、 f_s : 固相率、また、 Ω は固相拡散の影響の程度を示すパラメータであり、これは次式で表わされる。

$$\Omega = \alpha \{ 1 - \exp(-1/\alpha) \} - (1/2) \exp(-1/2\alpha) \quad (2.2)$$

なお、 $\alpha : D_s \cdot t_f / L^2$ 、 D_s : 溶質の固相中の拡散係数、 t_f : 局部凝固時間 (固液共存域を平均冷却速度で除した値)、 L : 樹枝状晶間隔の $\frac{1}{2}$ である。樹枝状晶間隔としては1次および2次の両方があるが、ここでは凝固割れの観点から1次枝の間隔を採用する。例えば本章で用いたSUS310S(C)で溶接電流75A、アーク電圧14V および溶接速度が0.83mm/sの場合の L は約 $10\mu m$ であった。

いっぽう、2元系において融液の濃化に伴う液相線温度(T_L)の低下は、近似的には次式のように表わされる。

$$T_L = T_o - m (C_L - C_o) \quad (2.3)$$

ここで、 T_o : 初期液相線温度、 m : 液相線の傾きである。したがって、(2.1) および (2.3) 式より初期液相線温度からの温度降下 ($\Delta T \equiv T_o - T_L$) と固相率の関係は次式のように表わすことができる。

$$\Delta T = m C_o [\{ 1 - (1 - 2\Omega k) f_s \}^{(k-1)/(1-2\Omega k)} - 1] \quad (2.4)$$

n 元系における ΔT を求める場合、各元素が独立的に影響し、かつ相互作用がないものとするれば、(2.4) 式は(2.4')式のようになる。

$$\Delta T = \sum_{i=1}^n m_i C_{o_i} [\{ 1 - (1 - 2\Omega_i k_i) f_s \}^{(k_i-1)/(1-2\Omega_i k_i)} - 1] \quad (2.4')$$

(2.4') 式を用いて凝固中の温度と固相率の関係について計算を行なっ

Table 2.4 Termophysical data for calculation of solid fraction vt. temperature

	in δ -Fe							in γ -Fe						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
k	0.2	0.77	0.76	0.23	0.05	1.05	0.81	0.36	0.52	0.78	0.13	0.035	0.89	0.95
m (°C/wt%)	90	6*	3*	50	20	1.2	2.3	70	6*	3*	50	20	2.6**	5**

*:Estimated from binary phase diagram⁴³⁾

**:Estimated from Fe-Cr-Ni equilibrium diagram⁴⁴⁾

た。計算に用いたkおよびmの値⁴⁰⁻⁴⁴⁾をTable 2.4 に示す。なおDsは文献^{41、45、46)} のデータを用いてBTR の中間温度における値として計算した。 t_f は実測によればSUS310S(C)で2s、0.023%C 鋼で0.3s、0.543%C 鋼で1.4sであったのでこの値を採用した。Fig. 2.13 (a)、(b) および

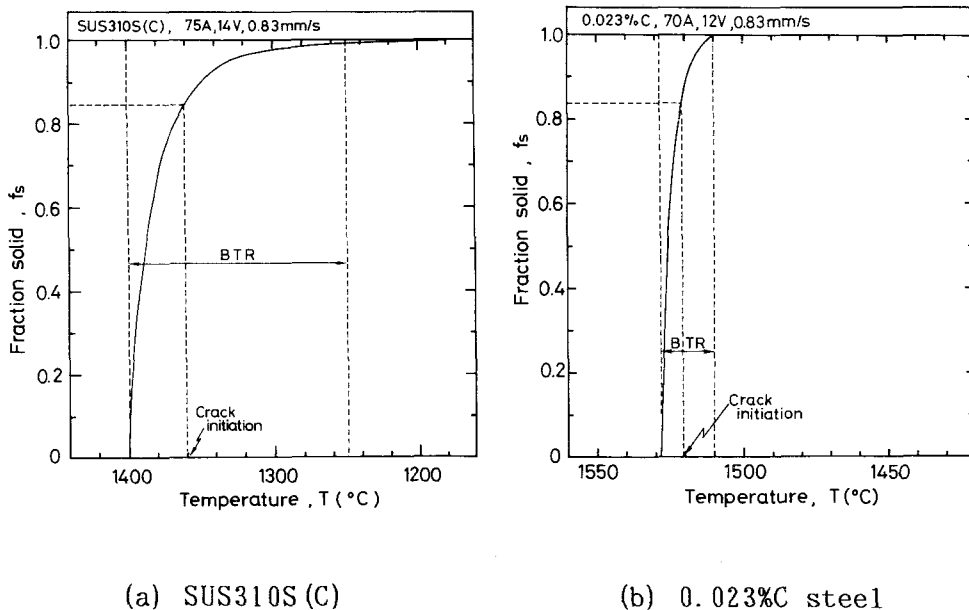
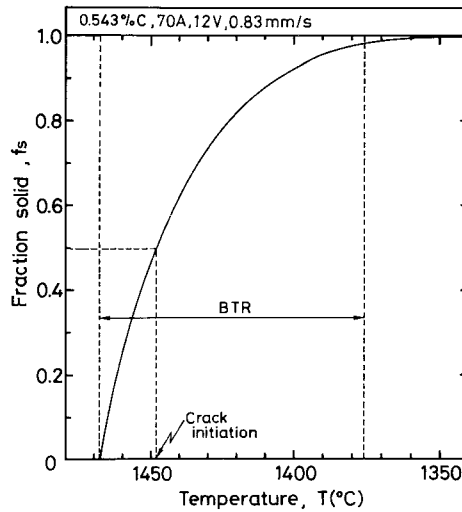


Fig. 2.13 Calculated relation between temperature and solid fraction during solidification



(c) 0.543%C steel

Fig. 2.13 Continued

(c) にそれぞれSUS310S(C)、0.023%C 鋼および0.543%C 鋼に対する計算結果を示す。図にはMISO法によって求めたBTR および凝固割れが発生し始める温度も表示した。ここで注目されることは温度が液相線温度から十数度降下しただけで、固相率は急激に上昇することである。そしてMISO法で求められた凝固割れが発生し始める位置はSUS310S(C)および0.023%C 鋼では固相率約0.85に位置しており、0.543%C 鋼では固相率0.5に位置していた。さらに、いずれの場合もBTR の下限温度付近で固相率はほぼ1に達していた。

いっぽう、高橋ら^{47, 48)}はAl合金の鑄造において固相が互いに連結して網目を形成し始める固相率は0.31であること、および固相間の融液が流動しなくなって強度を示し始める固相率は0.67であることを報告している。雄谷ら⁴⁹⁾はCu-Zn 合金の凝固中での引張試験において固相率が

0.68から強度が得られ始めると報告している。またD. B. Spencer ら⁵⁰⁾ はSn-Pb 合金の凝固中での剪断試験において固相率が0.15から強度が得られ始めるとも報告している。さらにT. Z. Kattamisら⁵¹⁾ や梅田ら⁵²⁾ の結果によれば、2次枝は凝固の初期の段階でその軸方向に急速に成長する。これらのことを総合すれば、(2.4) 式あるいは(2.4')式で示される平均固相率が0.5 前後程度の低い段階ではすでに隣接する1次枝から直角に成長してきた2次枝どうしがぶつかりあって固相の網目を形成するものと推測される。

2.6.2 凝固割れ概念についての新提案

凝固割れの発生機構については2.1 で述べたようにW. S. Pellini²⁾、W. I. Pumphrey³⁾、沖⁴⁾ およびJ. C. Borland⁵⁾ 等が種々の説を提案しているがいずれも固相が温度降下と共に比例して増加していき、凝固割れは凝固の後期段階で残留融液が少なくなったときに内外より歪が付加されて発生すると考えられている。上記の説のなかで最もよく知られている説にJ. C. Borland のGeneralized theory⁵⁾がある。この説は液相の形態や分布を多少考慮している点で他の説より優れていると考えられている。この説は凝固の開始から終了までをFig. 2.14 に示したように4段階に分けている。すなわち、Stage 1 は初相が融液中に分散しており、固相はまだ少なく液相が十分流動できる段階である。Stage 2 は固相が連結し始めた段階であり、この段階では仮に凝固割れが発生しても液相により“heal”されてしまう。そして、Stage 3 はさらに固相の連結が進行していき、融液の移動が制限されるため、“heal”され難い段階であり、この領域で凝固割れが発生し易いと考えられる。このStage 3 の領域を臨界凝固領域(Critical solidification range)と呼んでいる。Stage 4 は凝固が完了した完全固相域で凝固割れは発生しない。

この説では固相の連結し始める温度 (Coherent temperature) は液相線からかなり低温側に位置するように考えられているが、2.6.1 で述べたように Coherent temperature は液相線に近い高温側に位置している。また、固液共存域の低温側には凝固割れの発生し易い臨界凝固領域が一律に存在していると考えられており、そのため凝固割れは BTR の低温側から発生し易いという概念が一般に抱かれてきたように思われる。しかし、2.5.2 で述べたように凝固割れは BTR の高温域でのみ発生し始め

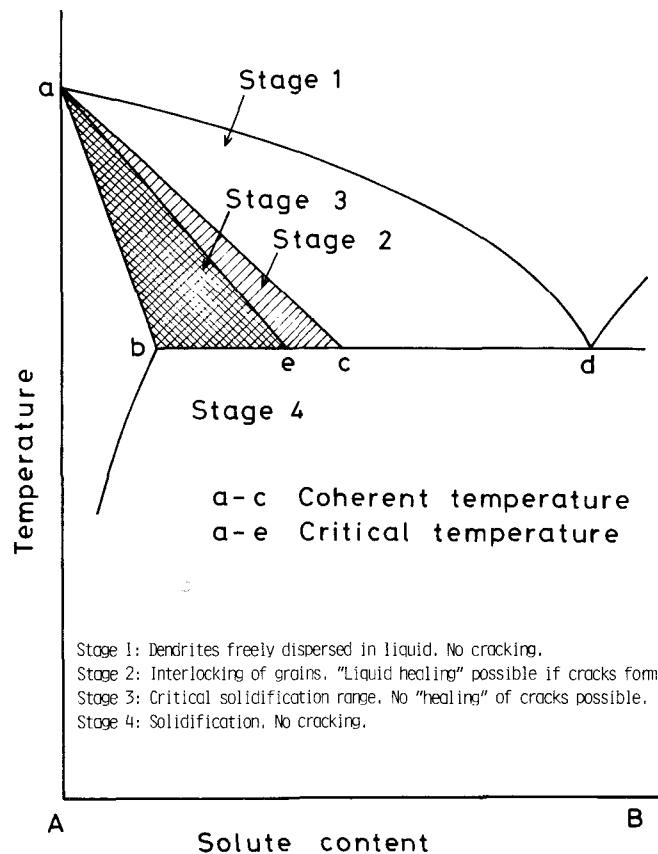


Fig. 2.14 Concept of crack susceptibility on binary systems in Generalized theory

る。このように従来から一般に紹介されている Generalized theory にはやや問題点があることが判明した。そこでまず、2.5 および 2.6.1 で述べた結果に基づいて、凝固割れの進展および凝固割れの発生挙動についての新しく修正した概念を提案した。

液相線温度からの温度降下と平均固相率、セル状樹枝状晶の発達過程、凝固割れの発生・伝播挙動および破面形態の関係をまとめたものを模式図として Fig. 2.15 (a), (b) および (c) に示す。横軸の温度降下は基準化して液相線温度で 0、真の固相線温度で 100 として表示した。真の固相線温度とは既述のごとく、BTR の下限温度としている。まず、(a) および (b) はそれぞれ温度降下と平均固相率の関係およびセル状樹枝状晶の発達を示したものである。なお、(b) のほぼ中央にある境界は柱状晶粒界を意味する。Fig. 2.15 に示した結果および T. Z. Kattamis ら⁵¹⁾ や梅田ら⁵²⁾ の報告によれば、凝固の初期段階で平均固相率は急増して、1 次枝から成長する 2 次枝はその軸方向に急成長する。ここまでは液相が多く存在していることから多液 (liquid mass) 段階と名付けた。MISO 法で観察される見かけの固液共存域はこの多液段階に相当すると思われる。ついで、隣接する 1 次枝から伸びてきた 2 次枝どうして網目を形成するようになる。この温度は横軸で 30 位に位置している。網目形成後のしばらくの区間がいわゆる液膜段階と考えられる。液膜段階という語を正確に定義することは難しいが、ここでは残留融液が固相の網目によって溶融池からほぼ隔離されているためにいったん発生した凝固割れが "heal" され難いであろうという意味で液膜段階と呼ぶことにした。液膜段階の低温側では残留融液量がさらに減少して、固相内に閉じ込められ点在する傾向にある段階となる。これを液膜段階と区別して液滴 (liquid droplet) 段階と名付けた。

そして、(c) は凝固割れの発生および伝播挙動とその破面の特徴を

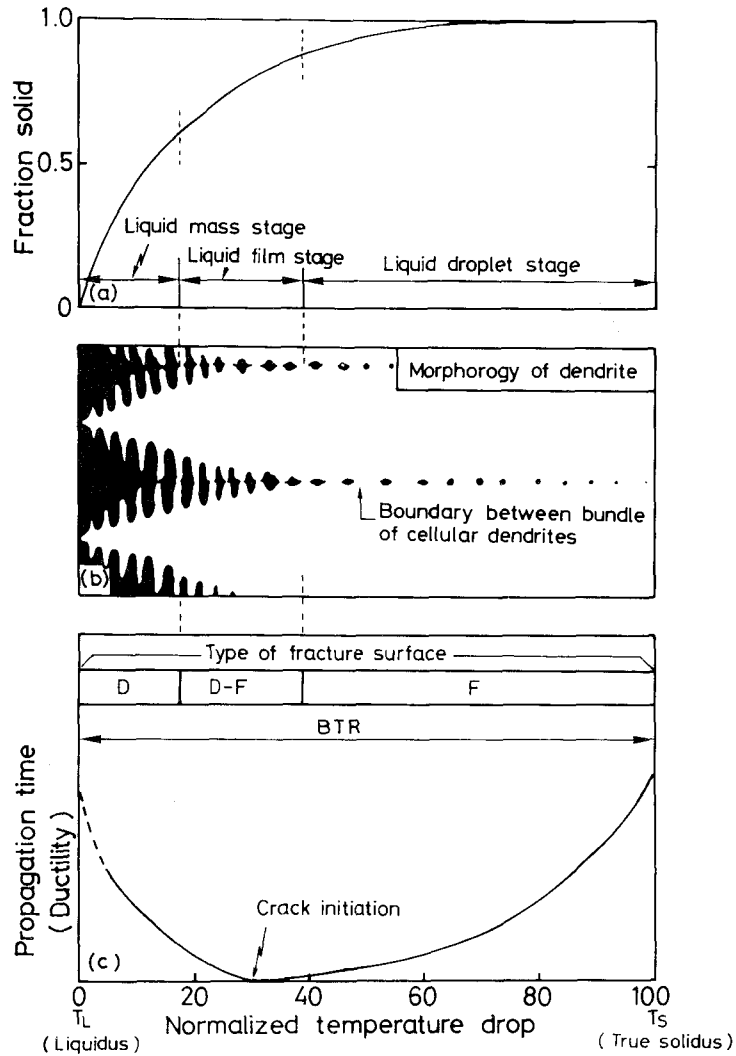


Fig. 2.15 A new concept of solidification crack susceptibility during solidification

(a) および (b) に関連付けたものである。まず、凝固割れは上記の液膜段階で発生し易く、その高および低温側の多液段階および液滴段階では、凝固割れは伝播するが発生開始位置とはなり難い。その理由は、多

液段階では残留融液が多量に存在していて例えば容易に“heal”されるためであり、液滴段階では固相どうしの結合がより進展しているためと考えられよう。この挙動はBTR 内での延性の変化と直接関連するものであり、これについては第3章で詳しく述べる。なおFig. 2.10 によれば、特に (a) のSUS310S (C)ではType Fが非常に広いが、これは液滴段階が残留し易いことを意味している。これはS やP が偏析し易いためにこれらが完全に凝固できないためであろう。

つぎに、上記の新しい概念に基づいてGeneralized theoryの概念を修正したものをFig. 2.16 に示す。固相は凝固の初期段階で急速に発達

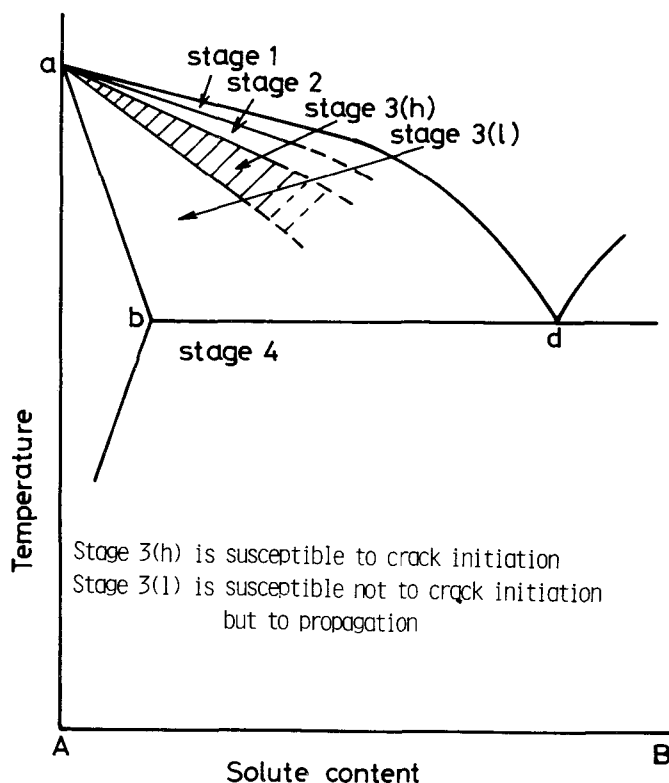


Fig. 2.16 Modified concept of crack susceptibility on binary systems

し、互いに連結するためにStage 1 および2 を液相線付近の狭い段階に位置させた。そして、Stage 3 を2つに分けた。まず固相の連結がさらに進行していき、融液の移動が制限される段階をStage 3 (h)とし、この段階が凝固割れの発生し易い液膜段階に相当する。つぎに、凝固割れの発生開始位置とはなり難く、凝固割れの低温側への伝播のみが起こる領域すなわち液滴段階をStage 3 (l)とした。最後に凝固が終了したStage 4 となる。

2.7 結 言

本章では、溶接中の凝固現象および凝固割れの発生挙動を動的に直接観察しかつ解析する方法 (MISO法) を考案し、市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S、Ni系合金インコネル600 およびC含有量を約0.02~0.5%間で変化させた試作の炭素鋼ならびに市販の機械構造用鋼S35Cに対して、凝固前面の挙動および引張型高温割れ試験における凝固割れの発生および伝播挙動を検討した。またさらに凝固理論に基づいて凝固割れの発生および伝播現象に対する検討を行ない、凝固割れ機構についての新しい提案を行なった。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 新しく動的に直接観察できるMISO法により、溶接中の凝固前面近傍のセル状樹枝状晶および柱状晶粒界を明瞭に観察することができた。また凝固前面ではセル状樹枝状晶の1次枝および2次枝の発生と進展状況も観察できた。

(2) MISO法による観察により判断される見かけの固液共存域は狭く、上記の材料では約10~40℃であった。これは凝固脆性温度領域 (BTR) を真の固液共存域とした場合の約15~35% であった。この結果および凝固理論の立場から判断すると、固相は凝固の初期段階で急速に発達すると

考えられた。

(3) クロスヘッド・スピードを10mm/sとした引張型高温割れ試験にMISO法を適用することにより、凝固割れの発生および伝播挙動を明瞭に観察することができた。凝固割れはBTR 中でのその高温側すなわち凝固前面から約 $\frac{1}{2}$ の付近で発生し始め、その後、凝固割れは高温側および低温側へと伝播した。また破面観察からはその発生位置はType D-Fの領域であった。このType D-Fの領域は残留融液が液膜状の段階であった時期と考えられる。

(4) 上記のType D-Fの領域より高温側の領域および低温側の広い領域で凝固割れが発生し始めることはみられなかった。これは、高温側では残留融液が多量に存在しているため、また低温側では固相の結合がかなり進展して残留融液が極めて局在した液滴段階であるためと考えられた。

(5) 上記の実験的結果に基づき、凝固割れ機構について従来一般的に説明されてきた“Generalized theory”について、一部修正して新しい概念を提案した。これはStage 1 および2 の領域を高温側でのごくわずかに限られた領域とし、Stage 3を凝固割れの発生する領域 (Stage 3(h)) と凝固割れの伝播のみをする領域 (Stage 3(l)) に分けたものである。

第 3 章 急速歪付加方式割れ試験 による凝固割れ発生時の 限界歪の測定

3.1 緒 言

溶接時の凝固割れ感受性を評価するために、従来FISCO 割れ試験法¹⁸⁾、Houldcroft割れ試験法¹⁹⁾、Varestraint 割れ試験法^{21)、22)}等が考案され、用いられてきている。しかし、これらの試験法では凝固割れの発生の条件については解明がなされないままに、各試験法において総割れ長さ、最大割れ長さおよび割れ率等のそれぞれ独自の凝固割れ感受性指数が用いられており、そのために各試験法間や溶接施工との相関性は必ずしも明確ではない。

したがって、試験法間の比較や溶接施工への適用性を確立するためにはまず上記の条件を明確にすることが必須と考えられる。この場合、凝固割れの発生の判定条件としては例えば凝固割れの発生時の限界歪のような変形能が重要である。ただし、溶接時には溶接金属内に温度分布が生じているためにできるだけ局所的にかつ精度よく限界歪を測定できる手法が必要である。そこで、本章ではまずMISO法により溶接凝固中の歪挙動、凝固割れの発生に必要な限界歪および凝固割れの伝播中における歪の変化過程などの測定を可能にした。ついで、この方法を引張中、溶接による凝固前面の移動がほぼ無視できるような急速引張型高温割れ試験法に適用して凝固割れの発生時の限界歪を測定した。さらに、材料の凝固中の延性特性を知る上で重要となる延性曲線を作成すると共にそれに囲まれた凝固脆性温度領域(BTR)も測定し、これらにより凝固割れ感受性の比較も行なった。

いっぽう、一般に溶接速度が増加すると、溶融池の形状が楕円形から

涙滴形に変化すると共にビードの両溶融境界から成長してきた柱状晶がビード中央部で衝突・会合するようになる。このような凝固組織形態を示すビードにおいてはビード中央部で凝固割れが発生し易くなるといわれているが、このことは必ずしも明確にはされていない。これに関して、G. A. Slavinら^{5,9)} はビード中央部の柱状晶の会合部に歪が集中し易いことを報告しているが、凝固割れ感受性との関係については検討していない。このため、本方法を利用し、これらの現象を明確にする目的で溶接速度を種々変化させて急速引張型高温割れ試験を行ない、凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響について検討した。

3.2 使用材料

使用材料は市販の一般構造用圧延鋼SS41、C含有量を約0.02～0.5%間で変化させた試作の炭素鋼、市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304L、フェライト系ステンレス鋼SUS430および機械構造用合金鋼SNCM420である。これらの材料の化学組成をTable 3.1に示す。板厚は0.29%C鋼のみ4mmであり、他の材料の板厚はいずれも2mmである。

3.3 実験方法とその検討

3.3.1 引張型高温割れ試験法

第2章で用いた引張型試験機では一般の引張型試験機と同様に試験片を取り付ける2個のチャックのうち一方のみが可動式であり、そのためMISO法での撮影に際しては溶接金属部が引張方向に移動するため高速度カメラのフィルム上でのねらい位置が試験中に視野枠外にはみ出るという問題があった。したがって、このような不都合をなくするため両方のチャックが可動式である引張型試験機を作成した。すなわち、無断変速

Table 3.1 Chemical compositions for material used

(a) Plain carbon steel

Material	Item	Chemical composition (wt%)								Thickness (mm)
		C	Si	Mn	P	S	Al*	N	O	
Commercial plain carbon steel	SS41	0.060	0.01	0.21	0.012	0.012	—	—	—	2.0
	C023	0.023	0.130	0.966	0.0040	0.0050	0.002	0.0018	0.0044	2.0
	C024	0.024	0.148	0.900	0.0052	0.0049	0.004	0.0011	0.0026	2.0
	C03	0.038	0.147	0.905	0.0051	0.0045	0.002	0.0014	0.0048	2.0
	C06	0.060	0.152	0.979	0.0038	0.0050	0.003	0.0019	0.0047	2.0
Tentative plain carbon steel	C09	0.093	0.145	0.975	0.0043	0.0050	0.008	0.0015	0.0025	2.0
	C11	0.118	0.153	1.008	0.0032	0.0061	0.006	0.0008	0.0019	2.0
	C14	0.145	0.144	0.968	0.0039	0.0050	0.009	0.0013	0.0013	2.0
	C21	0.214	0.193	0.976	0.0046	0.0060	0.004	0.0010	0.0046	2.0
	C32	0.322	0.139	0.984	0.0044	0.0060	0.005	0.0019	0.0031	2.0
	C41	0.412	0.193	0.975	0.0040	0.0061	0.006	0.0012	0.0019	2.0
	C54	0.543	0.148	0.971	0.0054	0.0060	0.008	0.0020	0.0024	2.0
	C29	0.29	0.15	0.29	0.020	0.0050	—	—	—	4.0

*:Soluble

(b) Stainless steel and low alloy steel

Material	Item	Chemical composition (wt%)								Thickness (mm)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Others	
Stainless steel	SUS310S(A)	0.07	1.03	1.56	0.027	0.009	24.57	20.05	Mo:0.15	2.0
	SUS310S(B)	0.052	0.75	1.12	0.016	0.001	25.02	19.15	Mo:0.01	2.0
	SUS304L	0.02	0.53	1.01	0.029	0.011	18.44	9.54	Mo:0.07	2.0
	SUS430	0.06	0.33	0.70	0.028	0.008	15.92	0.09	—	2.0
Low alloy steel	SNCM420	0.20	0.25	0.57	0.009	0.009	0.52	1.74	Cu:0.06	2.0

モータとクラッチを介して駆動される回転シャフトにギアを組み合わせたことにより2個のチャックを左右逆方向に同一速度で移動させる機構を持たせた引張型試験機である。この試験機の外観をFig. 3.1に示す。

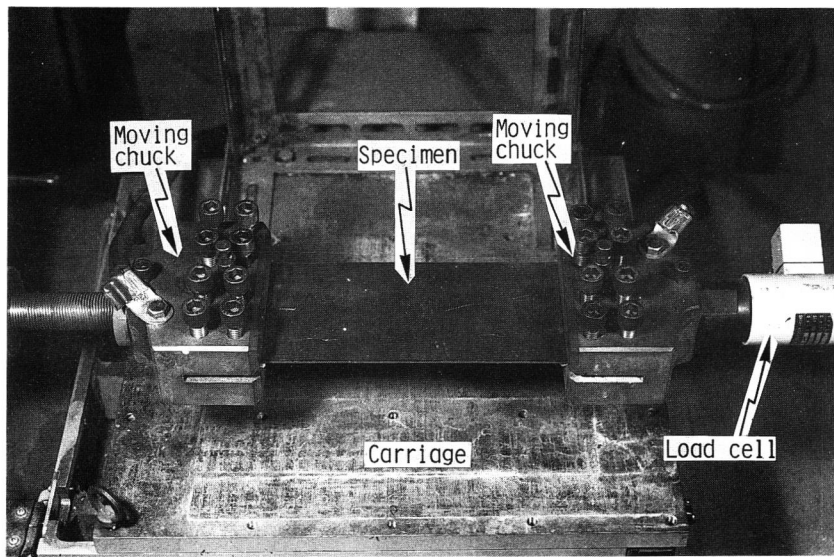
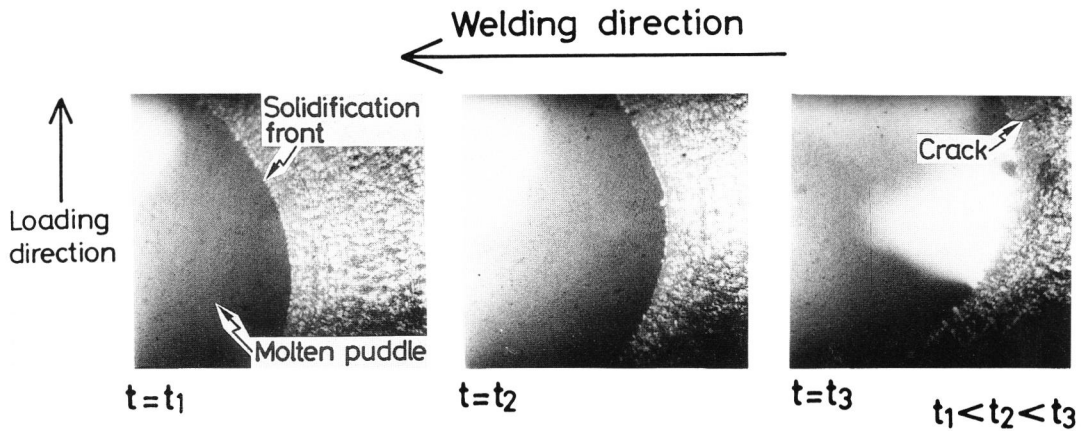


Fig. 3.1 Close-up view of new tensile hot cracking test machine

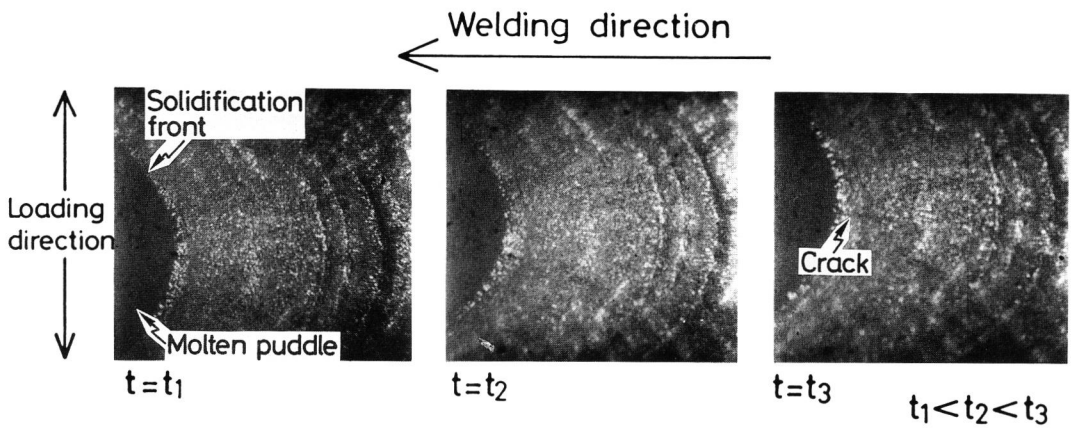
この試験機ではC.H.S.を $0.007 \sim 21 \text{ mm/s}$ の範囲内で連続的に変化させることができ、最大荷重を約 50 kN まで付加することが可能である。Fig. 3.2 (a) および (b) に従来の試験機による撮影例と新しい試験機による撮影例を示す。このように新しい試験機を用いることにより引張変形中に溶接金属が一方向に移動しないフィルム画像を得ることができた。

試験片の寸法は 2 mm 厚の場合 $300 \text{ 長} \times 100 \text{ 幅 (mm)}$ あるいは $250 \text{ 長} \times 100 \text{ 幅 (mm)}$ 、 4 mm 厚の場合 $300 \text{ 長} \times 70 \text{ 幅 (mm)}$ の矩形とした。なお、 4 mm 厚の場合は3.3.2 で述べるTrans-Varestraint 割れ試験と比較するために用いた。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法(DCEN)であり、溶接条件は板厚 2 mm の炭素鋼およびステンレス鋼については溶接電流 70 A 、アーク電圧 12 V および溶接速度 0.83 mm/s 、板厚 4 mm の炭素鋼については溶接電流 90 A 、アーク電圧 19.5 V および溶接速度 0.17 mm/s とした。

試験の手順は以下のとおりである。溶接に際してはビード幅を一定にし、2次元ビードを得るため、アーク発生後、板厚 2 mm のものは10秒



(a) Previous test machine



(b) New test machine

Fig. 3.2 Comparison of sequences of cinefilms between cracking tests with previous test machine and new test machine

間、板厚4mm のものは90秒間保持してから台車をスタートさせた。そして、溶融池の後端が試験片幅の中央に達した時点で溶接方向と直角方向にC. H. S. を10あるいは20mm/sで3mm の引張変位を加えて凝固割れの発生

および伝播挙動を2.4.2と同様な方法で撮影した。撮影条件はフィルムの送り速度を400あるいは800 17/sおよびフィルム倍率を1.5倍とした。なお、フィルム感度はISO 400であった。

3.3.2 Trans-Varestraint 割れ試験法

試験片の寸法は100 長×100 幅×4 厚(mm)である。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法(DCEN)であり、溶接条件は溶接電流100A、アーク電圧16Vおよび溶接速度0.17mm/sである。そして、溶融池の後端が試験片幅中央に達した時点で約20%/sの高歪速度で試験片を曲げて凝固割れの発生および伝播挙動を撮影した。撮影条件はフィルム(フィルム感度 ISO 400)の送り速度を800 17/sおよびフィルム倍率を3倍とした。なお、同時に $(t/2R) \times 100$ (%) (t :板厚、 R :曲げブロックの半径)による限界歪の評価^{2,2)}も行なった。

3.3.3 拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた急速引張型高温割れ試験法

凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響を検討するため、Y. C. Zhang ら^{54, 55)}によって開発された拘束緩和式U型高温割れ治具(以下、U型高温割れ治具と称す)を用いて急速引張型高温割れ試験を行なった。3.3.1で述べた引張型試験機は両軸引張であること以外にC. H. S.を広範囲に変化できるなどの利点を有している。しかし、溶接トーチと共に顕微鏡の支柱を移動させる方式のため、高速度溶接時には顕微鏡の支柱が短時間内で試験片あるいはチャックと接触することになり、撮影が困難であった。このためU型高温割れ治具を使った。本来、U型高温割れ治具は自拘束的割れ試験法として開発されたものであり、その原理は5.2.7で述べるが、本章ではこれを改良して急速引張変位が

付加できるようにした。

本章で用いたU型高温割れ治具の形状および寸法ならびに外観をFig. 3.3 および3.4 に示す。本治具の原理は後記5.2.2 で説明するが、2 個の拘束梁を内側にたわませてからその上部に試験片を取り付け、たわみが元に戻ろうとする力で溶接中に引張変形を加えるものである。治具の材料としては高い耐力を利用できるHT-80 を用いた。Y.C. Zhang らによって開発されたもの^{54, 55)}に比して拘束梁が長いが、これは急速引張時に高い荷重を得るためである。これにより最大初期負荷荷重として約100kN が得られる。なお、初期弾性たわみ（以下、初期たわみと称す）

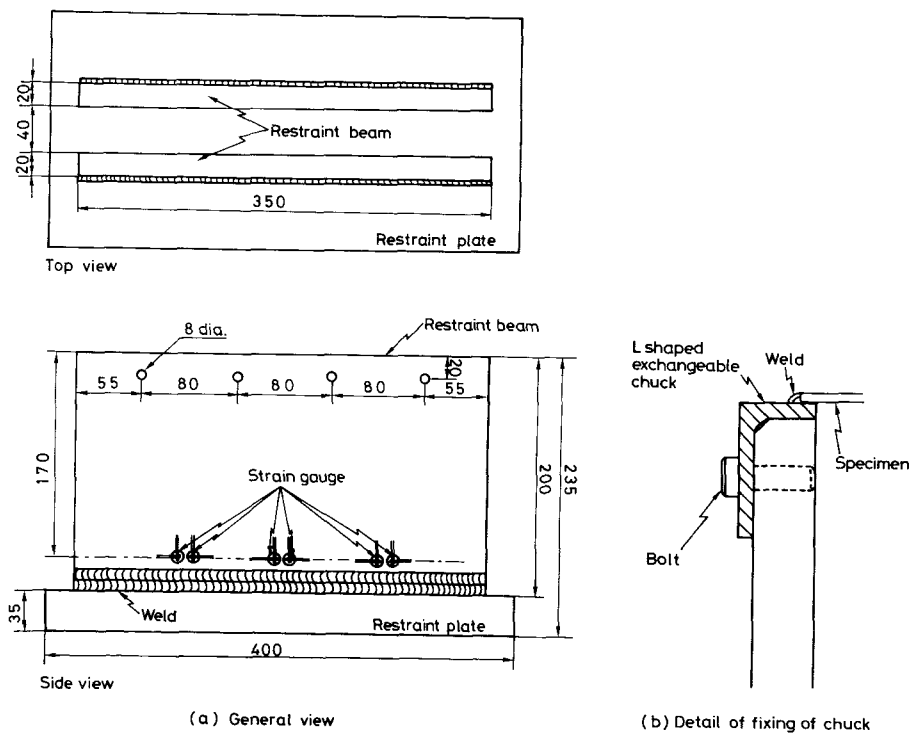


Fig. 3.3 Shape and size of U-form hot cracking device used

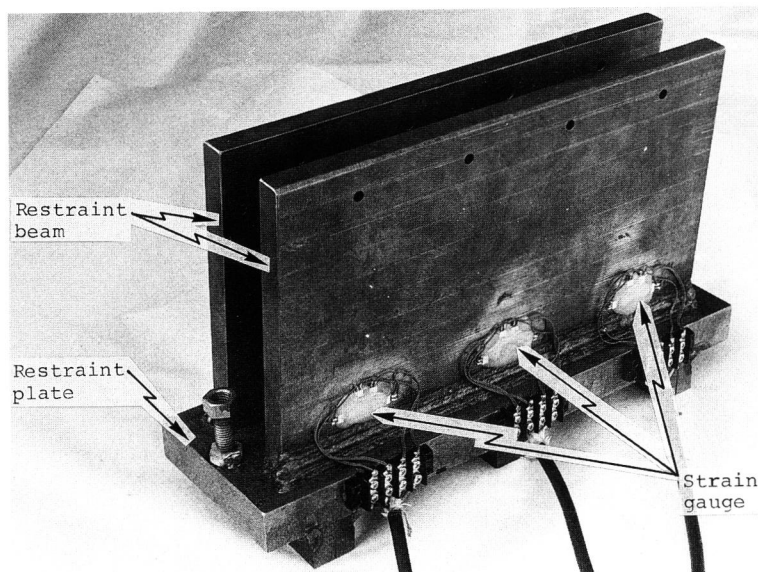


Fig. 3.4 General appearance of U-form hot cracking device used

および溶接中の任意の時点におけるたわみを測定する目的からFig. 3.3 (a) に示すように2軸90° 交差型の2組（アクティブ・ゲージ、ダミー・ゲージ）の歪ゲージを拘束梁の下部に取り付け4ゲージ法により測定感度を向上させると共に温度補償を行なった。歪ゲージの出力は動歪計を通し、自動平衡型ペンレコーダに記録してたわみを測定した。そして、引張中のたわみの時間変化から試験片に対する引張速度を測定した。

つぎに、U型高温割れ治具にMISO法を適用する場合の各装置の配置状況をFig. 3.5に示す。凝固前面付近の観察を妨げないようにGTA トーチには溶接進行方向に対して約30° および溶接進行方向に対しては約10° の傾きをそれぞれ持たせてある。そして、顕微鏡およびU型高温割れ治具を固定し、GTA トーチを移動させることにより、高速溶接時における撮影を可能にした。

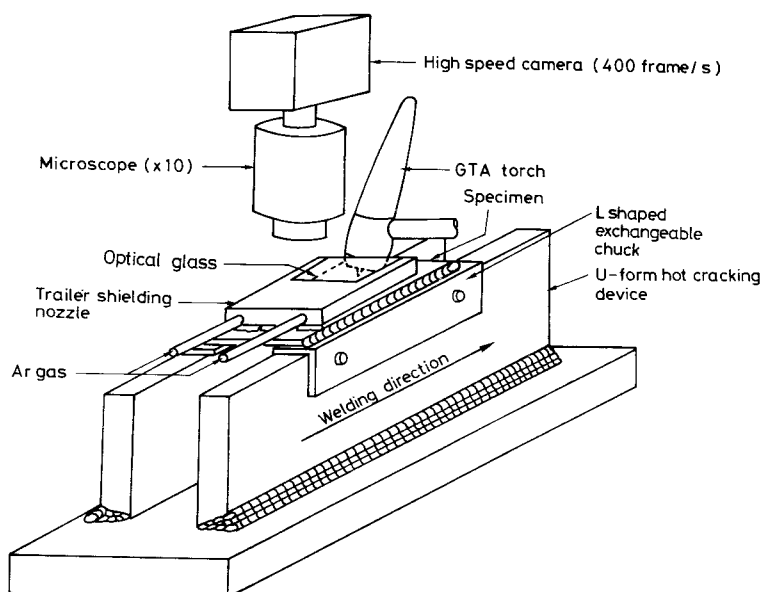


Fig. 3.5 Schematic illustration device for MISO technique utilizing tensile cracking test with U-form hot cracking device

試験手順について以下に述べる。試験片は 100長×40幅× 2厚 (mm) の矩形である。まず、油圧式C型クランプを用いて拘束梁の上部に荷重を与えて、初期たわみ約11mmを生じさせた。そして、拘束梁の中央上部に2本のボルトで取り付けたL型鋼の上に試験片を溶加材なしのGTA 溶接法 (DCEN) により溶接を行なった (以下、拘束溶接と称す)。溶接条件は溶接電流125A、アーク電圧16V、溶接速度0.17mm/sである。

拘束溶接終了後、試験溶接を以下の条件で行なった。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法 (DCEN) であり、溶接速度 (v) を0.83、2.5、5.0、6.7 および8.3mm/s と変化させた。溶接条件をまとめてTable 3.2 に示す。

Table 3.2 Welding conditions used

(a) SUS310S (B)

Welding speed v (mm/s)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Molten puddle
0.83	60	12	Elliptical shaped
2.5	90	14	
5.0	140	16	
6.7	160	17	

(b) SNCM420

Welding speed v (mm/s)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Molten puddle
0.83	70	13	Elliptical shaped
2.5	90	14	
5.0	160	17	
6.7	200	19	
8.3	230	20	Teardrop shaped

これによりビード幅約10mmの2次元ビードを得た。また、溶接速度0.83 mm/sでは溶融池形状は楕円形となり、それ以上の溶接速度では涙滴形となった。Fig. 3.6に示すように試験片端部から10mmの位置でアークを発生させ、直ちに台車をスタートさせた。そして、各溶接速度(v)に対してそれぞれ溶融池の後端が x で示す位置に達した時点で、油圧式C型クランプの油圧を急に抜くことにより溶接線方向に対して垂直方向に3mm

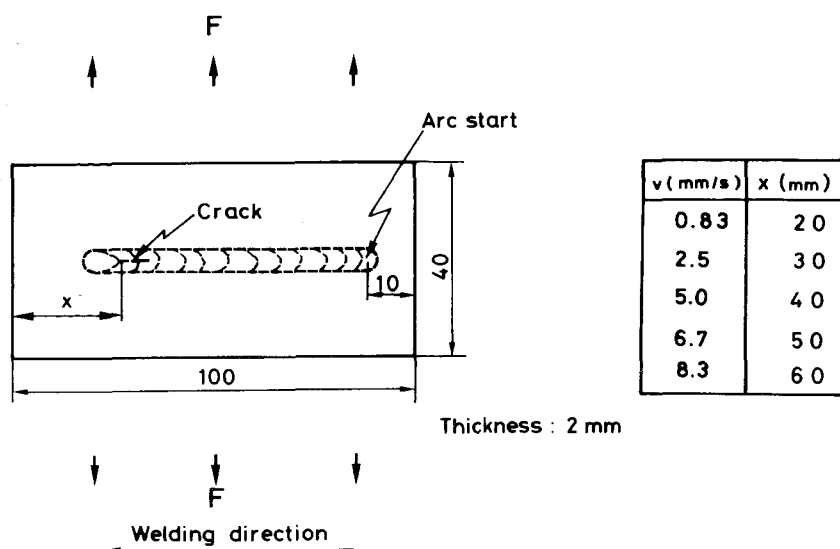


Fig. 3.6 Shape and size of specimen used for tensile cracking test with U-form hot cracking device (Rapid tensile deformation was applied when the rear of weld puddle came to X)

の急速引張変位を加えた。この場合の歪ゲージ位置での変形速度は x の位置によって異なり、11.5～37.3mm/sであった。そして、凝固割れの発生および伝播を撮影した。撮影条件はフィルム（フィルム感度 ISO 400）の送り速度を400mm/s、フィルム倍率を1.5倍とした。

3.4 フィルム解析法

3.4.1 凝固割れの発生時の限界歪の測定法

撮影したフィルムを2.4.2と同様にフィルム解析装置によりさらに約20倍（総合像倍率約30倍）拡大した。Fig. 2.9および3.2に示したようにビードの表面では凝固組織や表面の凹凸等による多くの斑点模様が見

られるため、凝固割れが発生し始めた位置をはさむ2個の斑点模様を標点として凝固割れの発生し始めた時の限界歪をFig. 3.7に示す方法で測定した。まず、撮影し、現像後のフィルムを(c)まで正転させ、凝固割れが発生し始める時点 $t_s = t_i$ とその位置を求め、このときその凝固割れをはさみ、かつ引張方向に平行な直線上にある2個所の斑点を標点（通常標点約1.0～2.0mm、3.5で詳述）として採用し、その標点間距離を l_i とする。つぎに、フィルムを引張開始時点 $t_s = t_i$ まで逆転させ、このときの標点間距離 l_i' を測定する。これにより凝固割れが発生し始めるた

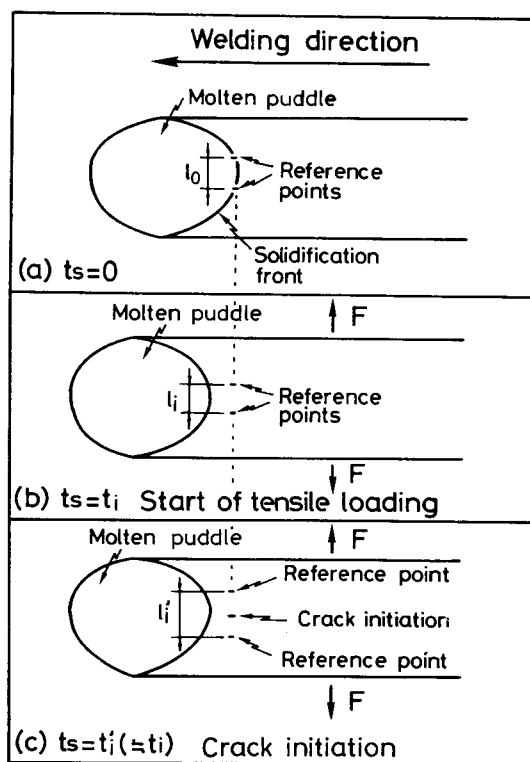


Fig. 3.7 Principle of measuring method of critical strain for crack initiation by means of MISO technique

めの限界歪 ε_i は次式のように表わされる。

$$\varepsilon_i = \{ (l_i' - l_i) / l_i \} \times 100 \quad (\%) \quad (3.1)$$

本章で行なった急速引張試験では $t_i \doteq t_i'$ であり、そのため引張変形付加中の凝固前面の移動はほぼ無視できた。これにより凝固割れの発生および伝播位置を温度に関連付けること、さらに延性曲線を作成することも容易になる。

なお、Fig. 3.7(a) は上記の標点が凝固前面に形成し始めた時点 $t_s = 0$ を示したものであり。(a) と (b) の期間中にも凝固収縮等による歪を受けていると考えられる。これに関しては付録3.A で述べるように ε_i に比して無視できる程度であった。

3.4.2 凝固割れの伝播中における割れ先端の歪の測定法

凝固割れの伝播中における割れ先端の歪の測定原理をFig. 3.8(a) ～ (f) に示す。(a) は引張開始時点であり、(b) で凝固割れが発生した後、(c) ～ (e) では凝固割れが伝播しており、(f) で凝固割れは停止する。まず(f)における凝固割れの範囲 $l_{\max}$ を求めておき、ついでフィルムを逆転して(a)において $l_{\max}$ に相当する範囲で数々の標点を設定し、その標点間距離(図では l_i 、 l_{p1} 、 l_{p2} 、 l_{p3})を測定する。

(b) はちょうど凝固割れが発生し始めた時点であり、この時の限界歪は3.4.1の方法で求められる。

つぎに、凝固割れ発生後、(c) ～ (e) に示すような凝固割れの伝播中では(a)であらかじめ決めておいた各標点間に凝固割れの先端が達したときの標点間距離 $l_{p1} \sim l_{p3}$ を測定することにより、凝固割れの伝播中における割れ先端の歪 $\varepsilon_{p1} \sim \varepsilon_{p3}$ は次式で求められる。

$$\varepsilon_{pj} = \{ (l_{pj}' - l_{pj}) / l_{pj} \} \times 100 \quad (\%) \quad (3.2)$$

(j=1、2、3・・・)

(f) における l'_{p3} に対する歪も同様に (3.2) 式から求められる。

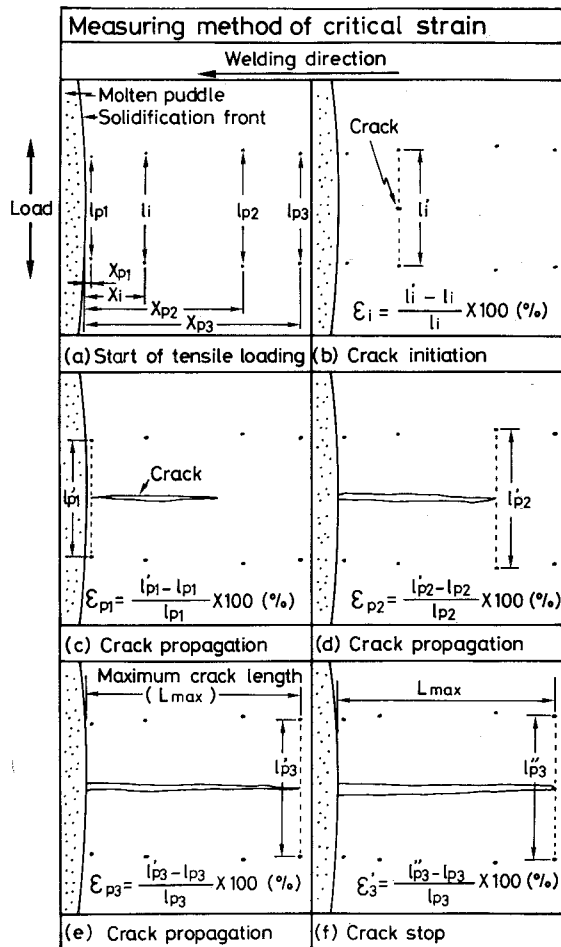


Fig. 3.8 Principle of measuring method of strain for crack propagation by means of MISO technique

3.4.3 延性曲線の作成法

材料の延性特性およびVarestraint 割れ試験における凝固割れ感受性指標としてよく用いられているBTR および限界歪はいずれも延性曲線か

ら求められるものである。したがって、凝固割れ感受性を検討するためにはまず延性曲線を作成する必要がある。そこで延性曲線の作成法を以下に述べる。Fig. 3.8(a) には凝固前面から凝固割れの発生し始める位置までの距離 X_i 、凝固割れの伝播中における標点までの距離 X_{p1} 、 X_{p2} および X_{p3} を併記したが、これもフィルム解析装置により測定できる。この距離は、溶接中の温度分布曲線を用いると、温度に換算できる。温度分布は、W・5%Re-W・26%Re熱電対（直径0.3mm）を用いて求めた。なお、この方法では液相線温度の測定に誤差が生じ易いため、液相線温度は電気炉による熱分析で求め、これを延性曲線の上限温度 (T_L) とした。このような方法により、凝固割れが発生し始めた時の温度と限界歪の関係および凝固割れの伝播中における割れ先端の温度と歪の関係を求めることができ、これらの関係をプロットするとFig. 3.9に示す延性曲線が得られる。延性曲線に囲まれた領域が凝固脆性温度領域 (BTR) である。

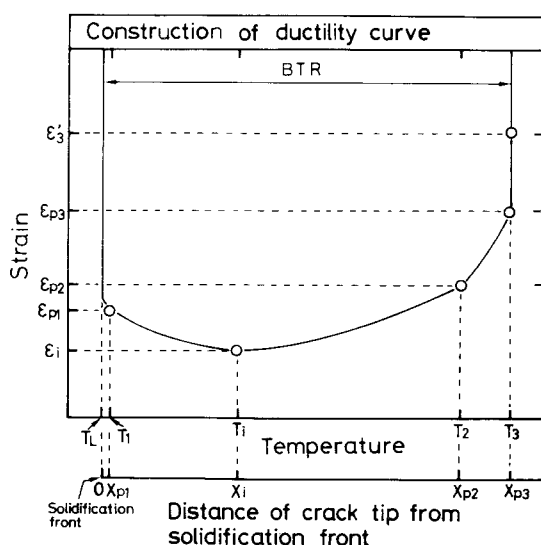


Fig. 3.9 Construction of ductility curve based on Fig. 3.8

3.5 凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす標点間距離の影響

MISO法の測定原理から考えると、標点間距離をすべての位置についてまったく一定にすることは困難である。そこで、標点間距離と凝固割れの発生時の限界歪の関係を検討した。その一例としてSS41について凝固割れが発生し始めた位置における標点間距離 l_i とその時の限界歪 ε_{ir} の関係をFig. 3.10 に示す。ここで ε_{ir} は急速引張試験で求められた限界歪であることを意味する。 l_i の減少に伴い ε_{ir} はしだいに増加して、 l_i が約1.0mm 以下では ε_{ir} の増加率はしだいに大きくなり、ばらつきも比較的大きくなった。また、 l_i を小さくすると標点とすべき斑点模様が少

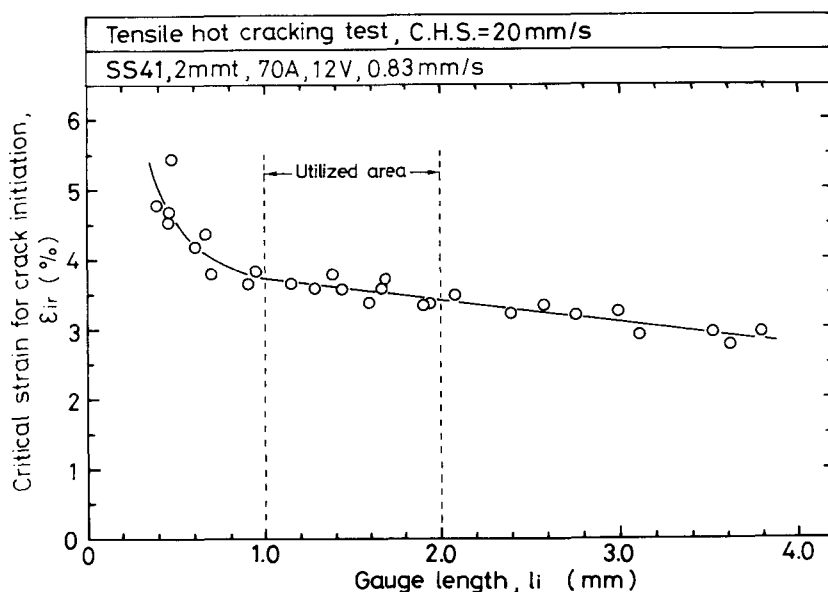


Fig. 3.10 Effect of gauge length on critical strain for crack initiation

なくなり、そのため測定が困難となる場合もあった。したがって、本研究では l_i が適度に小さく、またばらつきも小さくかつ標点も探し易い範囲として $l_i = 1.0 \sim 2.0\text{mm}$ の範囲内で標点を選んだ。なお、この範囲内での ε_{ir} のばらつきの幅は最大でも約0.3%であった。また、本研究における限界歪および歪のばらつきは約 $\pm 0.2 \sim 0.3\%$ であった。

l_i の減少によって ε_{ir} が大きく評価される理由としては、溶接部の温度分布によって歪がビード中央部の凝固前面付近へ次第に集中することが考えられ、このことを顕著に示す一例をFig. 3.11に示す。ここでは標点間距離を広範囲に変化させており、標点間距離1.7mmは上記のMISO

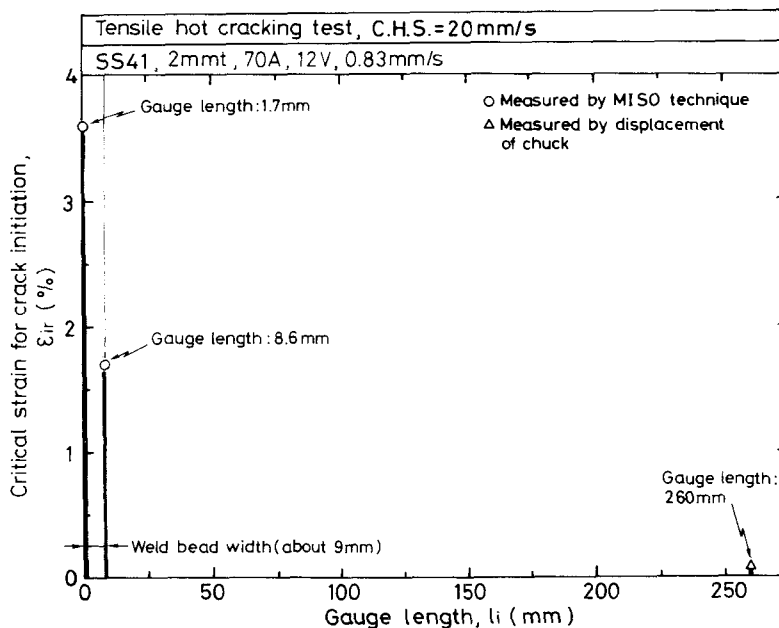


Fig. 3.11 Critical strain for crack initiation vt. wide range gauge length showing strain concentration to center of weld metal

法の場合、8.6mm はMISO法でとくに標点間距離を拡大して溶融境界線を標点とした場合、260mm はチャックと試験片間にすべりが無いとして試験片のつかみ部間の距離を標点とし、チャックの変位から測定したものである。標点間距離が短くなると限界歪が増加すること、とくに標点間距離の短い部分でその勾配が大きいことから、温度分布によるビード中央部の凝固前面付近への歪集中が理解できる。

3.6 MISO法による限界歪と Trans-Varestraint 割れ試験におけるマクロ的な限界歪の比較

Trans-Varestraint 割れ試験法は凝固割れの発生時の限界歪を測定できる数少ない試験法である。そこで、炭素鋼 (0.29%C) に対してMISO法によって測定される限界歪 ϵ_{ir} とTrans-Varestraint 割れ試験法で評価される限界歪 ϵ_i の比較を行なった。その結果をTable 3.3 に示す。Trans-Varestraint 割れ試験における限界歪 ϵ_i は $t/2R$ ($\times 100$)% として評価されている。まず、MISO法を適用した引張型高温割れ試験から得られ

Table 3.3 Comparison of critical strain for crack initiation between the MISO technique and $t/2R$ by the Trans-Varestraint test (t:thickness, R:radius of bending block)

	Critical strain for crack initiation (%)		
	MISO technique, ϵ_{ir}		$(t/2R) \times 100$
	Tensile hot cracking test	Trans-Varestraint test	Trans-Varestraint test
Carbon steel (0.29%C, 0.02%P)	2.0	1.7	<0.5

* t: Thickness of specimen, R: Radius of bending block

る ε_{ir} は2.0%であった。これに対し、同一の炭素鋼に対してTrans-Varestraint 割れ試験で $t/2R$ ($\times 100$)% によって評価した ε_i は0.5%以下であり、MISO法での測定値に比して極めて低い。いっぽう、Trans-Varestraint 割れ試験機の上にMISO法の撮影装置を取り付けて測定した ε_i も併記したが、それは1.7%であった。ただし、Trans-Varestraint 割れ試験では曲げによって引張歪が付加されるため、撮影中に焦点ずれが起き易く、1.7%という値の信頼性についてはやや疑問が残った。しかし、この結果からMISO法による両試験での限界歪は比較的良好に一致していると考えられる。このことはTrans-Varestraint 割れ試験では曲げブロックに沿ってマクロ的にはほぼ均一に歪が付加されているようにみえるが、実際は溶融池後端のビード中央部に歪が大きく集中していることを示唆している。

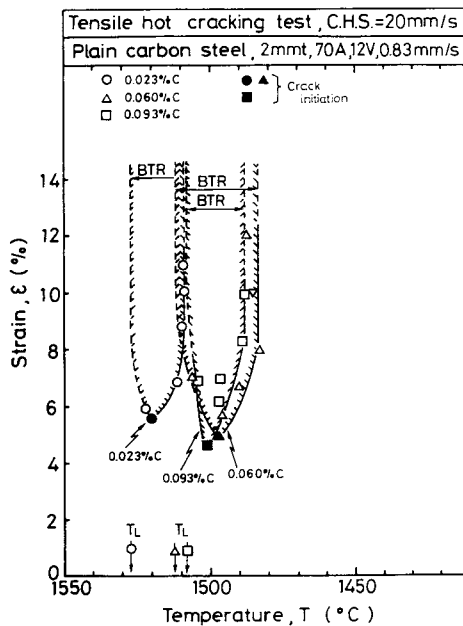
また、SUS310S、SUS304LおよびSUS430におけるMISO法での限界歪 ε_{ir} は1.9%、5.2%、4.5%であった。いっぽう、一般にこれらの材料に対するTrans-Varestraint 割れ試験での限界歪は0.08~0.15%^{32, 56)}、0.5~0.75%^{32, 56)} および0.3%⁵⁷⁾ であり、MISO法による ε_{ir} に比して極めて低いという上記と同様な傾向が見られた。

したがって、MISO法による歪の測定は凝固割れが発生する近傍の局部歪をより正確に測定しているという意味で凝固割れの発生時の限界歪を評価する上でより妥当性がある。

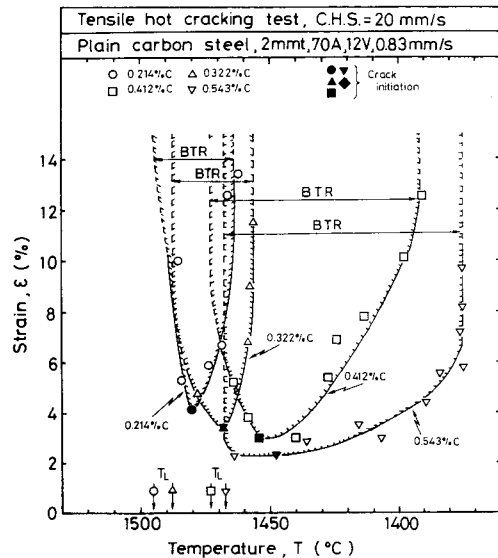
3.7 各種材料の延性曲線および凝固割れ感受性の比較

3.7.1 炭素鋼の延性曲線および凝固割れ感受性の比較

Fig. 3.12 (a) および (b) にMISO法によって測定された炭素鋼の延性曲線を示す。図中の黒塗りの記号は凝固割れが発生し始めたときの温度と ε_{ir} を示す。凝固割れは材料により T_L より約 7~20℃低温側で発生し始



(a) 0.023~0.060%C steels



(b) 0.214~0.543%C steels

Fig. 3.12 Ductility curves of plain carbon steels measured by MISO technique

めているが、これは 2.5.2 で述べたように凝固前面から BTR の 1/2 程度低温側に相当していた。その後、凝固割れは高温側と低温側へと伝播するが、凝固割れ先端の歪は高温側と低温側ともに次第に上昇した。これは高温側と低温側での凝固割れ感受性が凝固割れの発生点より低下していることを示しており、その理由については 2.6.2 で考察したように高温側では残留融液が多量に存在していて、例えば容易に“heal”されるためであり、低温側では固相どうしの結合がより進展しているためと考えられる。そして、歪が約 10% 付近で凝固割れの低温側への伝播は停止した。

C含有量と ε_{ir} の関係をFig. 3.13 に示す。C含有量の増加と共に ε_{ir} は次第に低く、したがって凝固割れ感受性が高くなっていることを

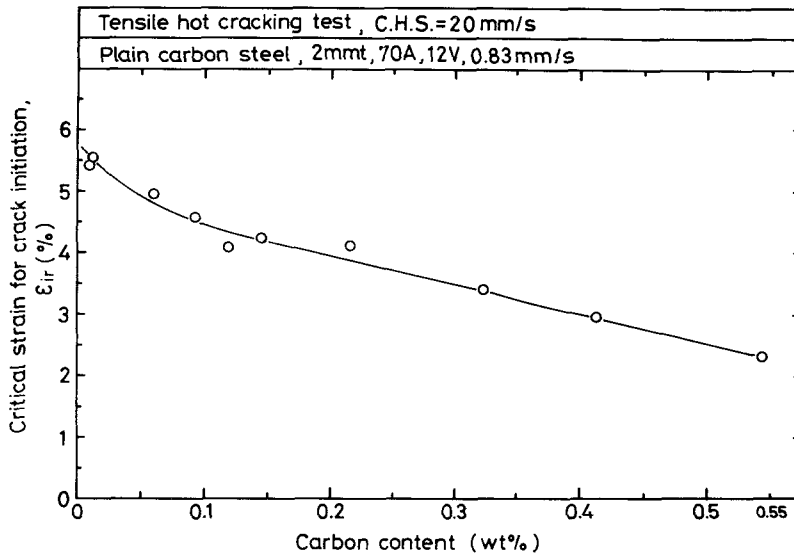


Fig. 3.13 Relation between carbon content and critical strain for crack initiation in plain carbon steel

示した。またFig. 3.14 にC含有量とBTR の関係を示す。C含有量の増加と共にBTR はばらつきはあるが次第に広がる傾向があり、凝固割れ感受性が高くなっていくことを示している。とくに、C含有量が0.3%以上になるとこの傾向は急速となる。しかし、BTR はややばらつきが大きく、 ε_{ir} の方がC含有量との相関性は高かった。

なお、フィルム解析装置での距離や温度測定における誤差による温度のばらつきは、繰り返しの解析によれば約 $\pm 3 \sim 7$ ℃であった。

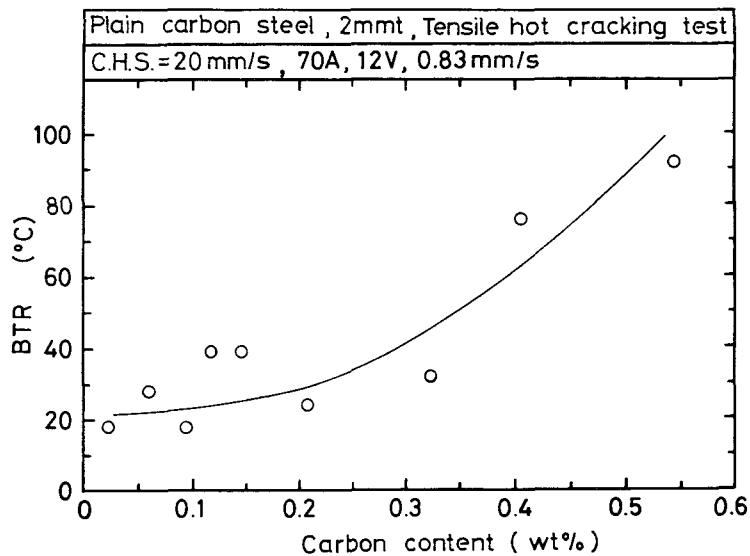


Fig. 3.14 Relation between carbon content and BTR in plain carbon steels

3.7.2 ステンレス鋼の延性曲線および凝固割れ感受性の比較

Fig. 3.15 にステンレス鋼の延性曲線を示す。凝固割れの発生し始めたときの温度とBTR の関係、凝固割れの発生時の ϵ_{ir} および凝固割れの伝播中の歪の挙動はFig. 3.12 とほぼ同じであった。つぎに、各材料の ϵ_{ir} を比較してみると、SUS304L で5.2%、SUS430で4.5%およびSUS310Sで1.9%であり、その順位はよく知られている凝固割れ感受性の順位と一致している。また、BTR もこの順に広く、したがって、凝固割れ感受性が高くなることを示している。

以上のように、MISO法により延性曲線をほぼよい精度で作成することができた。そしてまた、凝固割れ感受性の評価もできることが判明した。さらに、Trans-Varestraint 割れ試験では限界歪が低すぎてその測

定が困難であったSUS310Sのような極めて割れ易い材料の限界歪も比較的容易に測定可能となることも判明した。

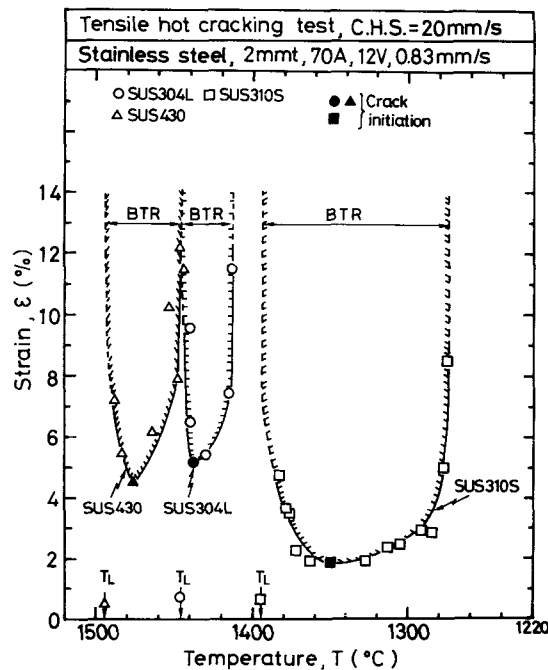


Fig. 3.15 Ductility curves of stainless steels measured by MISO technique

3.8 凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響

本節では種々の溶接速度でU型高温割れ治具を用いた急速引張型高温割れ試験を行ない、溶接速度の上昇に伴う溶融池形状の楕円形から涙滴形への移行による柱状晶の成長パターンの変化および偏析の変化が凝固割れの発生時の限界歪の変化にどのような影響を及ぼすのかについて検討した。なお、使用材料としては完全オーステナイト系ステンレス鋼

SUS310S および機械構造用合金鋼SNCM420 を用いた。

3.8.1 凝固組織，凝固割れの発生状況および割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響

SUS310S (B) に対して溶接速度 (v) 0.83、2.5、5および6.7mm/s における凝固割れの発生状況をMISO法により撮影した16mmフィルムの例をFig. 3.16 に示す。 $v=0.83\text{mm/s}$ では溶融池は楕円形であり、 $v=2.5\text{mm/s}$ 以上

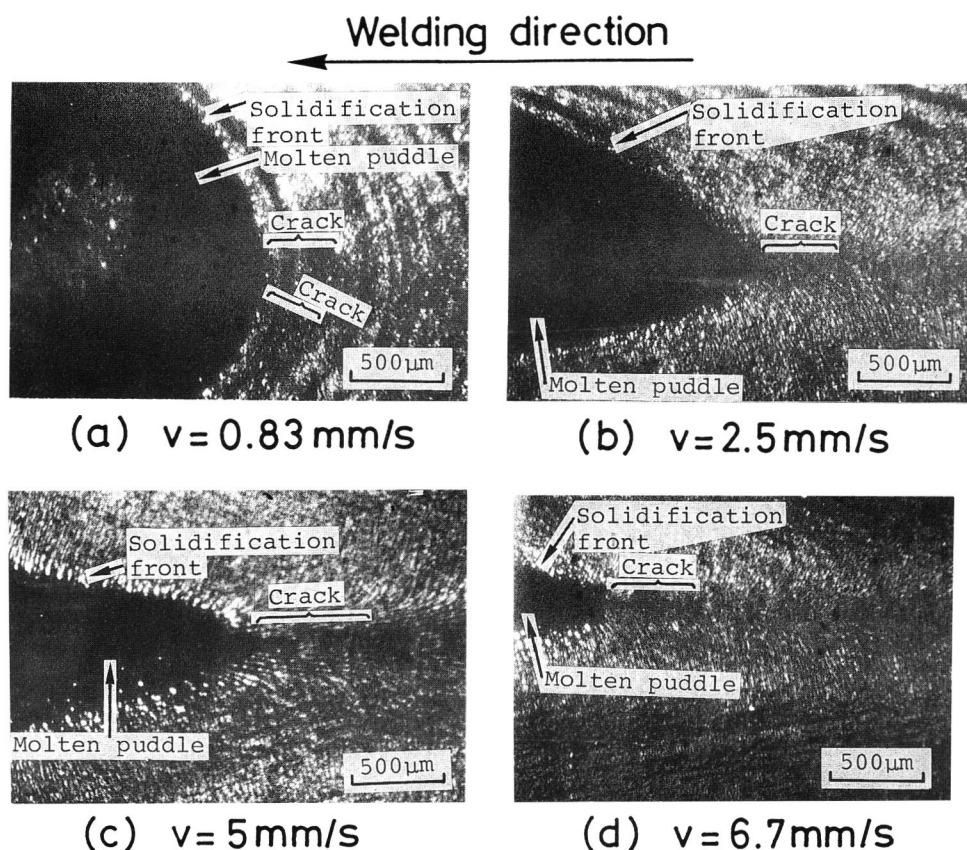


Fig. 3.16 Examples of sequences of cinefilms for SUS310S (B) during tensile cracking test with U-form hot cracking device

では涙滴形を示すようになり、溶接速度の増加と共に溶融池の後方が引き伸ばされている。そして、凝固割れは $v=0.83 \text{ mm/s}$ ではビード中央部で溶接方向にほぼ平行に数個発生しており、 $v=2.5 \text{ mm/s}$ では1、2個発生していた。さらに、 $v=5.0 \text{ mm/s}$ 以上ではビード中央部で溶接方向とほぼ平行に1個の大きな凝固割れが発生していた。

つぎに、上記の溶接速度 (v) に対するビード中央部の凝固組織をFig. 3.17 に示す。 $v=0.83 \text{ mm/s}$ ではビード中央部には溶接方向とほぼ平行に柱状晶が成長している。また、 $v=2.5 \text{ mm/s}$ ではビードの両溶融境界から成長してきた柱状晶はビード中央部付近でほぼ衝突する角度となってい

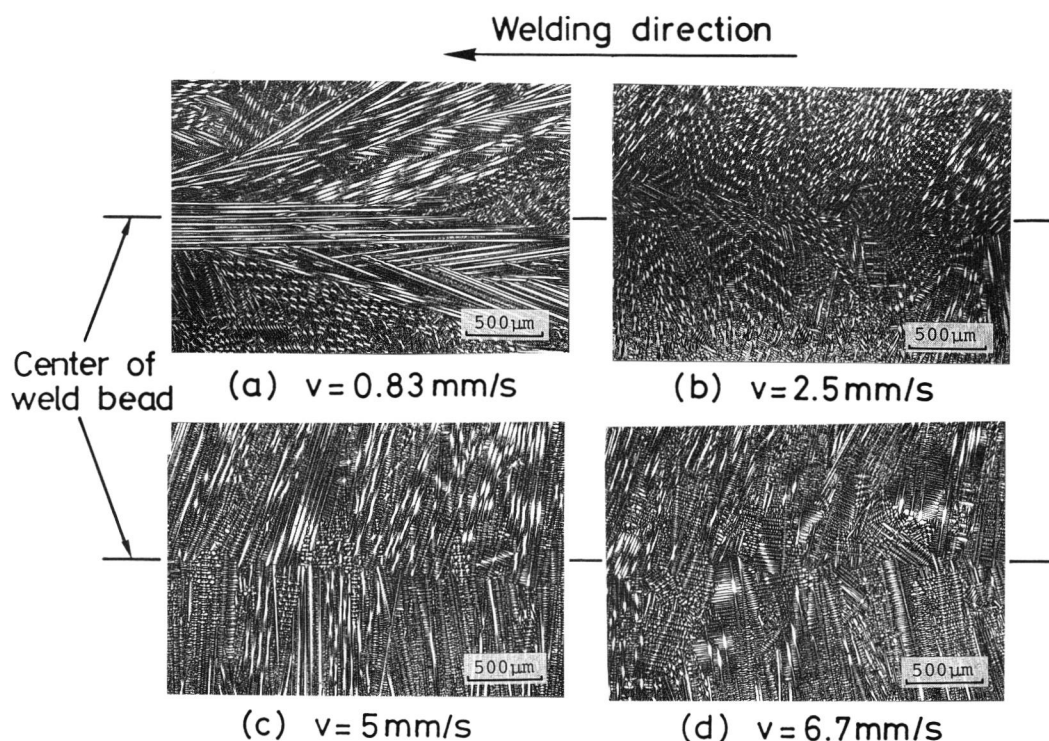


Fig. 3.17 Effect of welding speed on growth mode of columnar grains at the center of weld metal

るが、ビード中央の狭い領域で柱状晶は溶接方向に向かって若干成長している。しかし、 $v=5\text{mm/s}$ 以上になると柱状晶は溶接方向に対してほぼ直角に成長し、ビード中央で衝突している。なお、本節で用いた材料および溶接速度では等軸晶は観察されなかった。

Fig. 3.18 に SUS310S(B) および SNCM420 における溶接速度 (v) と ε_{ir} の関係を示す。いずれの場合も $v=5\text{mm/s}$ までは溶接速度 (v) の上昇と共に ε_{ir} は減少した。しかし、その減少の程度は $0.83\sim 2.5\text{mm/s}$ 間で大きく、それ以上では小さく、 $v=5\text{mm/s}$ 以上では ε_{ir} はほとんど変化がない。これを溶融池形状および柱状晶の成長パターンからみると、溶融池形状が楕円形から次第に涙滴形となる範囲、言い換えればビード中央部

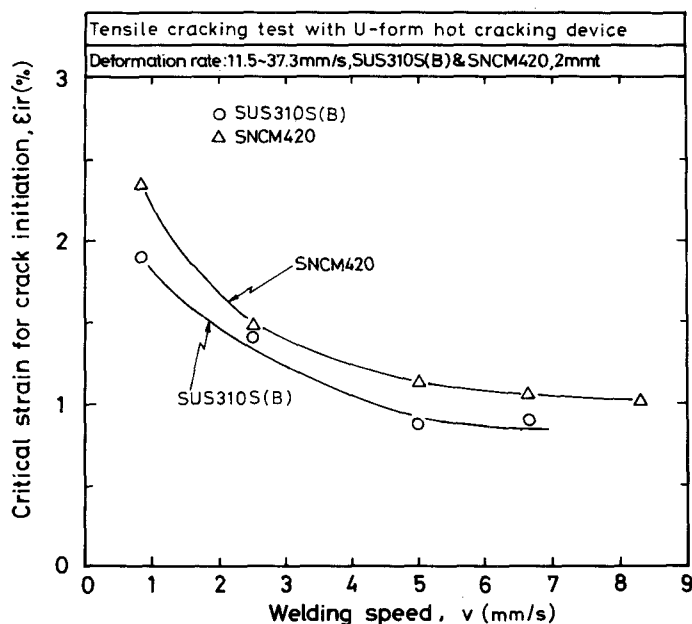


Fig. 3.18 Effect of welding speed on critical strain for crack initiation

で溶接方向に平行な柱状晶が次第に減少する範囲では ε_{ir} は溶接速度と共に急速に減少していくが、ほぼ完全に涙滴形となって溶接方向に平行な柱状晶域が消滅するようになり、それに代わって両側の溶融境界から成長してきた柱状晶が衝突し合うような条件下では、 ε_{ir} は溶接速度にほぼ無関係に一定となる。すなわち、柱状晶が衝突し合い凝固割れが1個のみとなる場合の ε_{ir} はSUS310S (B)では約0.9%、SNCM420では約1%ということになる。

3.8.2 凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響についての考察

ε_{ir} がFig. 3.18 に示したような溶接速度依存性をもつ理由としては、(i) 溶融池形状が涙滴形となって柱状晶がビード中央部で衝突・会合する場合にはその衝突部に生ずる境界での偏析が高くなりやすい、(ii) 溶融池形状が涙滴形となる場合には、柱状晶は溶接方向にほぼ直角に成長することによりビード中央までの衝突部をはさむ粒界の個数が少なくなり、その衝突部へ歪が集中しやすい⁵³⁾、という二つの事柄が主な理由として挙げられる。

そのため以下、これら2点についてそれぞれ検討を加えた。

(1) 柱状晶の会合部におけるミクロ偏析についての検討

SNCM420 に対して溶融池形状が楕円形である $v=0.83\text{mm/s}$ および涙滴形状である $v=5\text{mm/s}$ にて溶接を行ない、溶接途上に試験片を約230℃に加熱した液体Snへ落下させて急冷する方法^{17, 58)}により、凝固組織およびミクロ偏析を凍結した。そして、研磨および腐食の後に、MISO法で求められる凝固割れの発生開始点に相当する付近の粒界のSi、Cr、Mnおよび

Ni量をエネルギー分散型のマイクロアナライザー（以下、EDX と称す）で分析した。その分析位置の粒界をFig. 3.19 に示すが、 $v=5\text{mm/s}$ の場合の分析位置は柱状晶の会合部である。

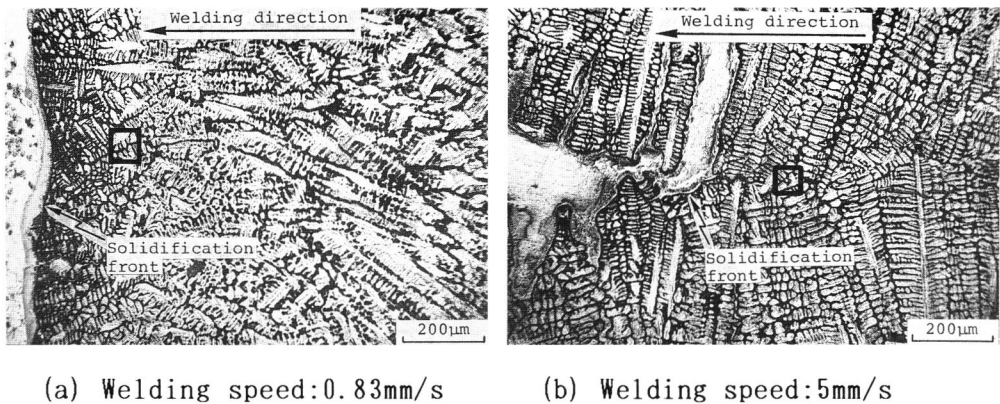


Fig. 3.19 Quenched microstructures of SNCM420 weld metal near crack initiation site

その測定結果をFig. 3.20 に示す。縦軸は各元素のピークからバックグラウンドを差し引いたときの相対カウント数を示したものである。これによれば、いずれの元素においても両溶接速度内での相対カウント数には差がみられず、これらのミクロ偏析はほぼ同一と判断できた。なお、マトリックスと粒界のカウント数の比は低溶接速度ではSi:1.07, Cr:1.03, Mn:1.05, Ni:1.05、また高溶接速度ではSi:1.05, Cr:1.05, Mn:1.0, Ni:1.06 であった。したがって、 ε_{ir} の溶接速度依存性の理由はミクロ偏析によるものではないと考えられる。

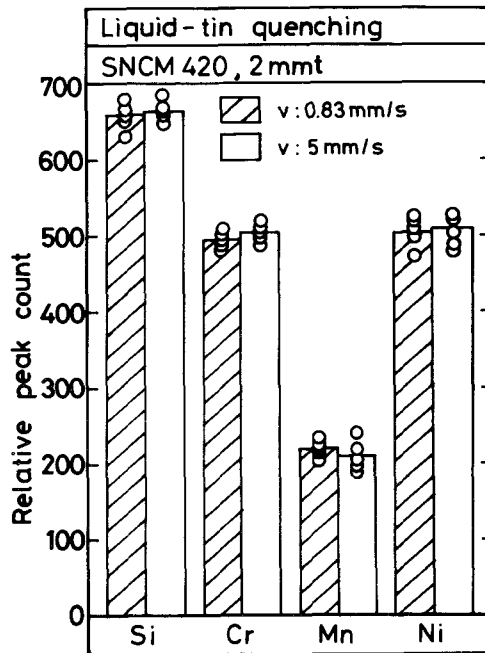


Fig. 3.20 Relative peak count of alloying elements by EDX analysis

(2) 凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす結晶粒界の個数の影響

以下では結晶粒界の個数の影響について検討するために、MISO法における代表的標点間距離を1.7mmとして、ビード中央部にて溶接方向に直角な方向における1.7mm間に存在する平均の結晶粒界の個数を $\bar{N}$ 、 $\bar{N}/1.7$ を n と定義する。Fig. 3.21は溶接速度と n の関係を示したものである。 n は溶接速度の増加と共に減少する傾向にあるが、約5mm/s以上ではほぼ一定となり、Fig. 3.18の傾向とよく一致している。したがって、 ε_{ir} の溶接速度依存性はビード中央付近に存在する柱状晶粒界の個数の影響であると考えられる。以下この点についてさらに詳しい検討を試みた。第4章で明らかにするように凝固割れの発生には粒界すべりが関与している。そこで今、引張変形を加えたときに標点間距離 l_i 内に

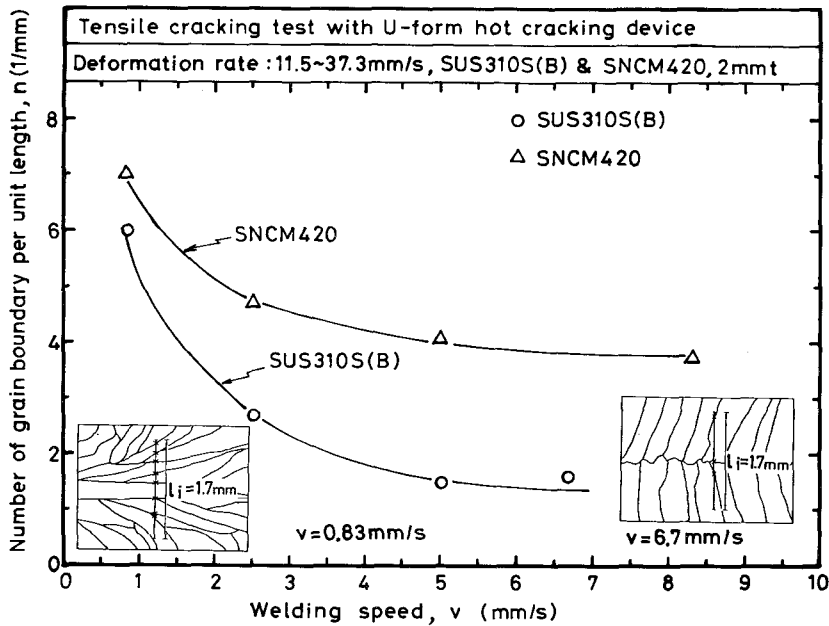


Fig. 3.21 Effect of welding speed on number of grain boundary per unit length

において生じた全粒内歪を ε_g 、粒界すべりによる一結晶粒界での平均変位（標点間距離内の一結晶粒界での平均粒界すべり量、詳細はFig. 4.4 参照）を S_{gb} とする。なお、ここではこれらは結晶方位等、他の因子の影響を受けていないと近似する。また、変形によって l_i は $l_i + \Delta l_i$ に増加したものとする。この場合、 Δl_i は次式のように表わされる。

$$\Delta l_i = l_i \varepsilon_g + \bar{N}/S_{gb} \quad (3.3)$$

また、そのときの標点間距離内の総歪 ε_t は次式のように表わすことができる。

$$\varepsilon_t = \Delta l_i / l_i \equiv \varepsilon_g + (\bar{N}/l_i) \cdot S_{gb} \quad (3.4)$$

つぎに、凝固割れの発生時点を考えると (3.4) 式の ε_t は ε_{ir} に相当する。したがって、 ε_{ir} は次式のように表わすことができる。

$$\begin{aligned}\varepsilon_{ir} &= \varepsilon_{gc} + (\bar{N}/li) \cdot S_{gbc} \\ &= \varepsilon_{gc} + n \cdot S_{gbc}\end{aligned}\quad (3.5)$$

ここで、 ε_{gc} および S_{gbc} はそれぞれ凝固割れの発生時の粒内歪および限界の粒界すべり量である。(3.5) 式によれば ε_{ir} は n に対して直線的に増大する。

Fig. 3.22 は SUS310S(B) および SNCM420 に対して各溶接速度における n と ε_{ir} の関係を示したものである。 ε_{ir} は (3.5) 式から予想されるように n とほぼ直線的な関係にある。したがって、溶接速度の増加と共に

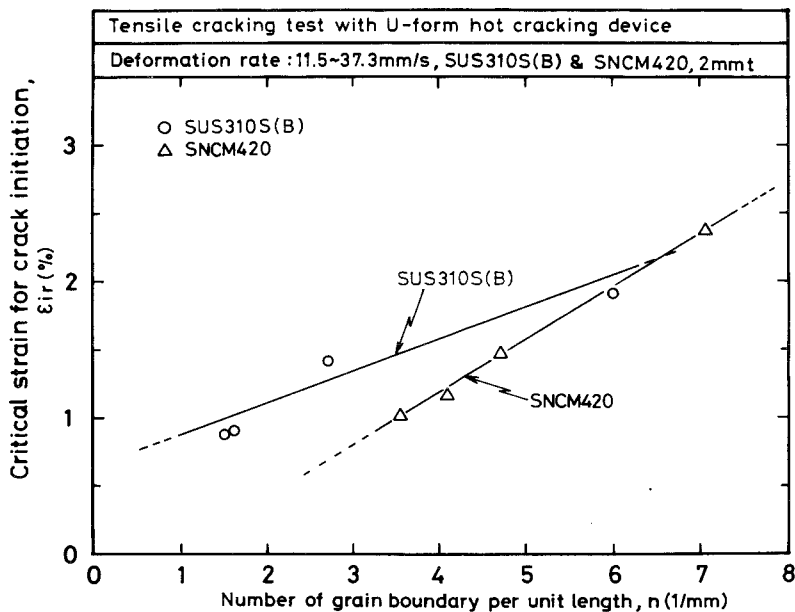


Fig. 3.22 Relation between number of grain boundary per unit length and critical strain for crack initiation

ε_{ir} が減少する理由は標点間距離内に存在する柱状晶粒界の個数の減少によるものであることがわかる。

以上のように、溶接速度そのものは凝固割れ感受性に直接的な影響を及ぼさないが、溶接速度の変化に伴い柱状晶粒界の個数に起因する変形条件が同時に変化するため、見かけ上の凝固割れ感受性が高くなることがわかった。

3.9 結 言

本章では、MISO法による凝固割れの発生および伝播中の限界歪および歪の測定法について検討した。そして、C含有量を約0.02～0.5%間で変化した試作の炭素鋼、市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304L、フェライト系ステンレス鋼SUS430および機械構造用合金鋼SNCM420 に対する急速引張型高温割れ試験にこの方法を適用し、各材料の延性曲線の作成も行なった。さらに、拘束緩和式U型高温割れ治具を用いて急速引張型高温割れ試験を行ない、凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響について検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 撮影されたフィルムにおいて見られるビード表面上の斑点模様を標点として選び、その標点間距離を適切な範囲(1.0～2.0mm)で選ぶことにより、凝固割れの発生および伝播中の限界歪および歪を再現性よく測定できた。

(2) MISO 法によって測定された凝固割れが発生し始める時点での限界歪はTrans-Varestraint 割れ試験で $t/2R$ によって測定される限界歪より大きい値を示した。また、MISO法の観察装置をTrans-Varestraint 割れ試験に適用して測定された限界歪はMISO法を引張試験に適用した場合の限界歪とほぼ同じ値を示したことより、付加歪は溶融池後端のビード中

央部に集中することが示唆された。したがって、MISO法による限界歪測定法はミクロ的な歪を測定する点においてより凝固割れ感受性を精度よく評価する方法であることが判明した。

(3) また、各材料の凝固割れの発生時の限界歪と発生温度および凝固割れの伝播中の歪と温度の関係を求めて、延性曲線を精度よく作成できた。そして、試作の炭素鋼および各種ステンレス鋼について延性曲線を作成した。

(4) 溶接速度の増加に伴って凝固割れの発生時の限界歪は低下するが、溶接速度が5mm/s 以上ではほぼ一定となった。これは主として溶接速度の増加に伴う柱状晶の成長形態の変化による標点間距離内に存在する柱状晶粒界の個数が減少することに起因していると考えられた。

付録 3.A 凝固割れの発生までの歪履歴

SS41に対して引張型高温割れ試験を行なったときの歪履歴をFig. 3A.1 に示す。横軸は、標点が凝固前面にあった時点から各測定時点までの時間 t_s である。 t_s が0 から0.26s までは引張変位が付加されていない期間であり。 $t_s=0.26s$ で引張変位が付加され始めて $t_s=0.28s$ で ε_{ir} 3.6%のときに凝固割れが発生し始めた。この図より引張開始までは歪はほぼ0 のままであること。引張開始後より歪はほぼ直線的に増加することがわかる。前者は次のことを意味している。凝固前面の後方で固相が連結した後は温度低下による熱収縮によって標点間距離は短くなるはずであり、甲元⁵⁹⁾によれば δ 鉄の格子定数から測定されるのとほぼ同程度の収縮歪が液相線温度付近から生ずる。したがって、 $t_s=0\sim 0.26s$ まで歪がほぼ0 であることは、試験片がチャックに拘束されている等の理由により自己収縮が抑制されたためと考えられる。なお、甲元ら⁵⁹⁾によれば凝固温度範囲中の収縮歪は最大で0.5%程度であって ε_{ir} よりかな

り低く、急速引張試験における凝固割れの発生時の限界歪は(3.1)式より評価しても大きな問題は生じないと考えられる。

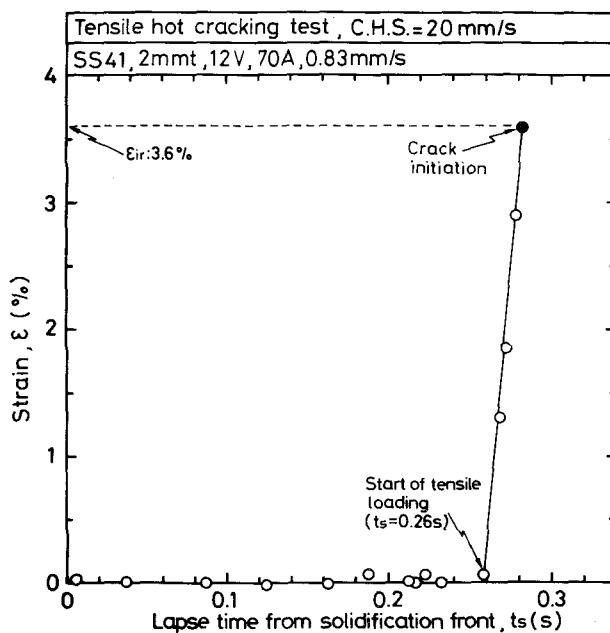


Fig. 3A An example of gradual increase in strain behind the solidification front together with time lapse under the condition of C.H.S.=20mm/s in tensile hot cracking test

第 4 章 凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす歪速度の影響

4.1 緒言

第 3 章において MISO 法を急速引張型高温割れ試験法に適用することにより、凝固割れの発生時の限界歪および伝播時の歪を比較的精度よく測定できることを示した。また、Trans-Varestraint 割れ試験法では凝固割れの発生時の限界歪が測定困難であった SUS310S のような割れ易い材料の限界歪も容易に測定できることがわかった。

いっぽう、溶接施工においては変形がこのような高歪速度で付与されることは一般に少ないようであり、熱間加工の分野でよく知られている延性の歪速度依存性と同様の現象があるならば、このような高歪速度で評価される限界歪は溶接施工で凝固割れが発生する場合の限界歪に対応するかどうかの問題が考えられる。例えば、工業用 Al-Mg 合金 5083 は溶接施工では割れ難い材料として知られているが、Trans-Varestraint 割れ試験では凝固割れ感受性が高く評価されるというような不一致も生じている²⁰⁾。これに関して、Al 合金に対して曲げ速度を種々変化させた Trans-Varestraint 割れ試験を行なった結果によると歪速度の増加と共に限界歪は減少する、すなわち凝固割れ感受性は高くなる傾向にあり、Trans-Varestraint 割れ試験では歪速度が大きいために凝固割れ感受性が高く評価され则认为られているようである²¹⁾。このように溶接時の凝固割れにも歪速度が影響しているようであるが、その検討例は極めて少ない。

そこで、本章ではクロスヘッド・スピード (C. H. S.) を種々変化させた引張型高温割れ試験法に MISO 法を適用して凝固割れの発生時の限界歪の歪速度依存性を検討した。さらに、溶接施工時の歪速度を検討するた

め、Houldcroft型割れ試験における歪速度を測定すると共にサブマージアーク溶接（片面SAW）時の終端割れ発生時における歪速度を文献等を利用して推定した。

ところで、一般に熱間加工の分野においては、延性は歪速度の増加と共に上昇することが知られており²³⁻²⁵⁾、その歪速度依存性の理由の一つは低歪速度では粒界すべりが起き易いことであることもよく知られている^{60, 61)}。また、クリープ破壊においても同様な相関性は広く認められている。いっぽう、溶接の分野においては、Fe-36%Ni合金の延性低下割れに関して、高歪速度下では粒界すべりが起き難いことにより延性が増加することが報告されている²⁶⁾。したがって、高温破壊時の延性の歪速度依存性は多くの場合粒界すべりに関連しているといえる。

しかしながら、固液共存域における粒界すべりの有無やその歪速度依存性についての報告は見当たらず、単に固液共存温度域において圧縮試験を行なった場合について変形抵抗は歪速度と共に増加するという報告がある程度である^{62, 63)}。そこで、本章では溶接中の凝固脆性温度領域（BTR）において粒界すべりが起きるかどう、起きるならばその歪速度依存性はどうか等について引張型高温割れ試験法、Trans-Varestraint割れ試験法および再現高温延性試験法を用いて検討した。

4.2 使用材料および実験方法

4.2.1 使用材料

使用した材料はC含有量を約0.02～0.5%間で変化させた試作の炭素鋼および約0.02%Cに対してSを約0.03%添加した試作の炭素鋼、市販の一般構造用圧延鋼SS41、機械構造用炭素鋼S35C、S45C、炭素工具鋼SK6、市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304L、フェライト系ステンレス鋼SUS430およびNi系合金

Table 4.1 Chemical compositions of material used
(a) Plain carbon steel

Material	Item	Chemical composition (wt%)								Thickness (mm)
		C	Si	Mn	P	S	Al*	N	O	
Tentative plain carbon steel	C023	0.023	0.130	0.966	0.0040	0.0050	<0.002	0.0018	0.0044	2.0
	C024	0.024	0.148	0.900	0.0052	0.0049	0.004	0.0011	0.0026	2.0
	C03	0.038	0.147	0.905	0.0051	0.0045	0.002	0.0014	0.0048	2.0
	C06	0.060	0.152	0.979	0.0038	0.0050	0.003	0.0019	0.0047	2.0
	C08	0.088	0.162	1.001	0.0025	0.0059	0.005	0.0010	0.0015	2.0
	C09	0.093	0.145	0.975	0.0043	0.0050	0.008	0.0015	0.0025	2.0
	C11	0.118	0.153	1.008	0.0032	0.0061	0.006	0.0008	0.0019	2.0
	C14	0.145	0.144	0.968	0.0039	0.0050	0.009	0.0013	0.0013	2.0
	C21	0.214	0.193	0.976	0.0046	0.0060	0.004	0.0010	0.0046	2.0
	C32	0.322	0.139	0.984	0.0044	0.0060	0.005	0.0019	0.0031	2.0
	C41	0.412	0.193	0.975	0.0040	0.0061	0.006	0.0012	0.0019	2.0
	C54	0.543	0.148	0.971	0.0054	0.0060	0.008	0.0020	0.0024	2.0
Commercial plain carbon steel	C02-S	0.021	0.145	0.962	0.0047	0.0280	0.003	0.0016	0.0031	2.0
	SS41	0.06	0.01	0.31	0.017	0.021	—	—	—	2.0
	S35C	0.34	0.02	0.77	0.023	0.017	—	—	—	2.0
	S45C	0.45	0.28	0.62	0.035	0.040	—	—	—	2.0
	SK6	0.77	0.28	0.43	0.020	0.009	—	—	—	2.0

*:Soluble

(b) Stainless steel and Ni alloy

Material	Item	Chemical composition (wt %)								Thickness (mm)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Others	
Stainless steel	SUS310S(A)	0.07	1.03	1.56	0.027	0.009	24.57	20.05	Mo:0.15	2.0
	SUS310S(B)	0.07	0.67	1.74	0.016	0.001	25.05	19.80	Mo:0.05	4.0
	SUS310S(C)	0.05	0.72	1.49	0.024	0.001	25.21	19.32	—	3.0
	SUS304L	0.02	0.53	1.01	0.029	0.011	18.44	9.54	Mo:0.07	2.0
	SUS430	0.06	0.33	0.70	0.028	0.008	15.92	0.09	—	2.0
Ni alloy	Inconel 600(A)	0.033	0.25	0.35	0.007	0.002	15.47	74.84	Fe:8.30,Cu:0.03	2.0
	Inconel 600(B)	0.035	0.21	0.20	0.008	0.002	15.79	74.28	Fe:8.31,Mo:0.20	3.5

インコネル600 である。これらの材料の化学組成をTable 4.1 に示す。

なお、試作の炭素鋼、SUS310S (A)、SUS304L およびSUS430は第3章で用いたものと同一組成である。

4.2.2 引張型高温割れ試験法

試験片の形状および寸法は3.3.1で述べたものと同一で、300 長×100 幅あるいは250 長×100 幅 (mm)の矩形である。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法 (DCEN)であり、溶接条件は溶接電流70A、アーク電圧12V および溶接速度0.83mm/sとした。

試験の手順は以下のとおりである。まず、溶接に際してはビード幅一定の2次元ビードを得るため、アーク発生後10秒間保持してから台車をスタートさせた。そして、溶接中に溶接方向と直角方向に20、2あるいは0.45～0.06mm/sのC.H.S.で引張変位を加えた。なお、0.45～0.06mm/s間のC.H.S.は、それ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度とそのときの限界歪を求めるために用いた。変位を付加する手順は次のとおりである。溶接は試験片の幅方向に行なうが、20および2mm/sのC.H.S.の場合、熔融池の後端が試験片幅のほぼ中央に達した時点で引張変位を加えた。0.45～0.06mm/sのC.H.S.の場合、凝固割れの発生点が試験片幅のほぼ中央に来るように、引張変位を加え始める時点を予備実験より決定した。総変位量はいずれの場合も3mmとした。そして、MISO法により凝固割れの発生の様子を撮影した。撮影条件は以下のとおりである。フィルム (フィルム感度 ISO 400) の送り速度はC.H.S.が20mm/sでは400mm/s、2mm/sでは200mm/s および0.45～0.06mm/sでは50mm/sとし、フィルム倍率はいずれも1.5倍とした。

4.2.3 Houldcroft 型割れ試験法

Fig. 4.1に試験片の形状および寸法を示す。この試験では凝固割れは

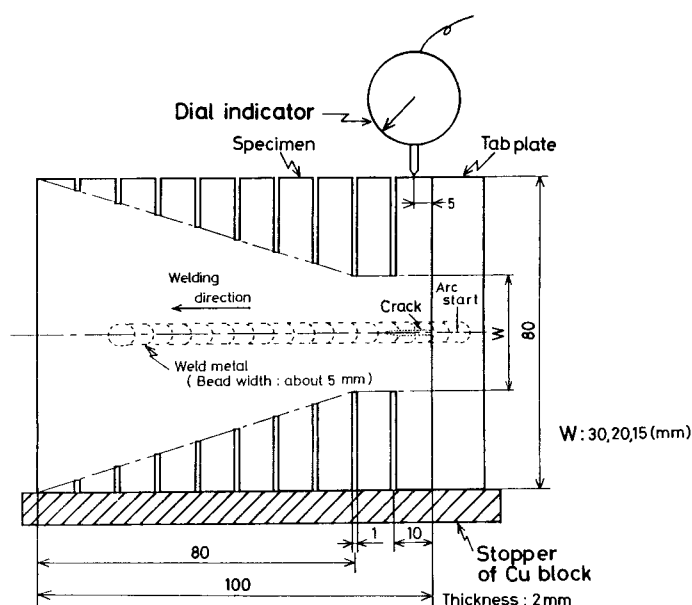


Fig. 4.1 Shape and size of specimen used for Houldcroft-type cracking test

回転変形によって発生すると考えられており、回転変形の程度は板幅方向への温度分布の不均一さと板の剛性の釣り合いによって決定され则认为られている⁶⁴⁾。したがって、回転変形の程度を変化させるためには主に板幅およびスリット深さを変化させる必要があると言われている⁶⁴⁾。そこで、本章では図中の溶接開始部のスリット間距離(W)を変化させることによりスリット深さを種々変化させた。溶接法は溶加材なしのGTA 溶接法(DCEN)とし、溶接条件は溶接電流50A、アーク電圧12Vおよび溶接速度0.83mm/sとした。アークはタブ板にて発生させ、スリットの深い方から溶接を開始した。そして、試験片端部より発生する凝固割れをMISO法を用いて撮影した。撮影条件はフィルム(フィルム感度ISO 400)の送り速度50mm/sおよびフィルム倍率1.5倍とした。さらに、

図に示すように試験片の一方の側面を銅ブロックで固定し、他方の側面で試験片の端面より5mmの位置に取り付けた変位計によって凝固割れの発生時点におけるマクロ的平均変形速度とし、これを測定した。そして、これを試験片幅(80mm)で除して凝固割れの発生時点におけるマクロ的歪速度を求めた。

4.2.4 中・低速引張型高温割れ試験における凝固割れの発生時の限界歪および歪速度の測定法

3.4.1で述べた凝固割れの発生時の限界歪の測定法は、急速引張試験時のように歪測定用の標点が生引張開始時にすでに凝固前面の後方にある場合に用いるものであり、本章ではこれをC.H.S.が20および一部の2mm/sの場合に用いた。

つぎに、C.H.S.が0.45～0.06および一般の2mm/sのように遅い場合での凝固割れの発生時の限界歪および限界歪速度の測定にはFig. 4.2(a)および(b)に示す測定法を用いた。ここでビード表面に存在する斑点模様のうち適当な2点を歪の測定に用いることは3.4.1と同様である。そしてまず、フィルム解析装置で(b)の凝固割れが発生し始める時点 $t_s = t_i$ を求める。そして、凝固割れをはさみ、かつ引張方向に平行な直線上にある2ヶ所の斑点を標点として採用し、その距離 l_i を測定する。なお、標点間距離は1.0～2.0mmの範囲内から選んだ。その後、(a)のようにその標点が凝固前面に位置するまでフィルムを逆転させ、その時点 t_i の標点間距離 l_i を測定する。なお、変形開始はこの時点よりさらにさかのぼった時点にある。これにより、凝固割れが発生し始めたときの限界歪 ε_i は次式から求められる。

$$\varepsilon_i = \{ (l'_i - l_i) / l_i \} \times 100 \quad (\%) \quad (4.1)$$

また、この時の平均歪速度は次式から求められる。

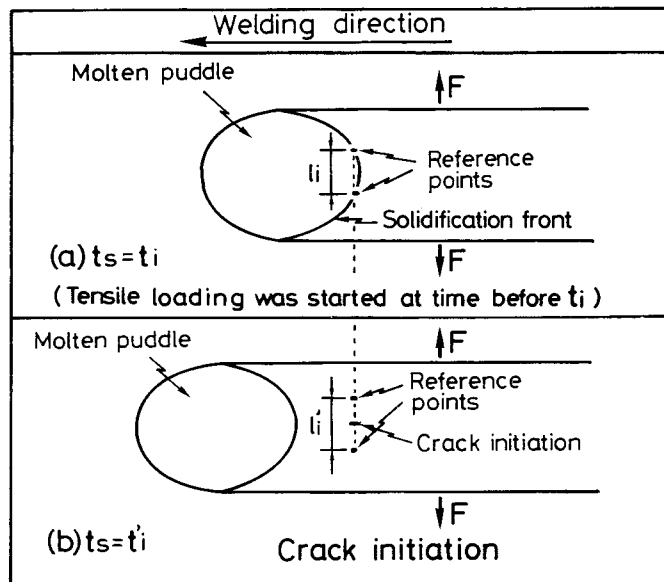


Fig. 4.2 Principle of measuring method of critical strain and strain rate for crack initiation by means of MISO technique under the condition of low C.H.S.

$$\dot{\epsilon}_i = \epsilon_i / (t'_i - t_i) \quad (\% / s) \quad (4.2)$$

4.2.5 粒界すべりを観察するための凝固割れ試験法

(1) 引張型高温割れ試験法

使用した材料はインコネル600(A)である。試験片の形状、溶接法および試験手順は4.2.2と同様である。なお、C.H.S.としては0.1および20 mm/sを選んだ。0.1 mm/sのC.H.S.は4.2.2で述べたように引張型高温割れ試験でインコネル600(A)における凝固割れの発生に必要な限界歪速度を求めるために用いたものである。そして、引張試験終了直後に溶接も

終了させ、同時に除荷した。試験片に付加した歪および歪速度をTable 4.2 の上段に示す。

(2) Trans-Varestraint 割れ試験法

試験片の寸法はインコネル600 (B) の場合100 長×100 幅×3.5 厚 (mm) およびSUS310S (B) の場合100 長×100 幅×4 厚 (mm)である。溶接法は溶

Table 4.2 Testing conditons of tensile hot cracking test, Trans-Varestraint cracking test and simulated hot ductility test used

Testing method	Material	C. H. S. (mm/s)	Augmented strain (%)	Augmented strain rate (%/s)	
Tensile hot cracking test	Inconel 600 (A)	0.1	2.7*	1.3*	
		20		20.8*	
Trans-Varestraint cracking test	Inconel 600 (B)	—	0.3**	0.5	
	SUS310S (B)	—		23.7	
				0.4	
Simulated hot ductility test	SUS310S (C)	0.06	3.1	0.5	
		6.07	>3.1	>10.3	

*:Measured by MISO technique.

** :Evaluated by $(t/2R) \times 100$ (t:thickness of specimen, R:radius of bending block).

加材なしのGTA 溶接法 (DCEN)であり、溶接条件は溶接電流100A、アーク電圧15V および溶接速度2.5mm/s である。 $(t/2R) \times 100$ (%)で求められる付加歪は、凝固割れが発生し始める限界程度とするために、文献^{19, 56)}を参考にして0.3%とした。そして、試験片を曲げるためのヨークの落下速度を制御して、Table 4.2 の中段に示した2種類の平均歪速度を付加した。

4.2.6 再現高温延性試験法

一般に粒界すべりは、表面に多数の標線をけがいた試験片に高温変形を加え、その時の粒界での標線のずれから定量的に評価される。しかし、凝固中の溶接金属表面には標線をけがくことが不可能のため、4.2.5 で述べた凝固割れ試験法では粒界すべりの定量的評価ができない。そのため、標線をけがいた溶接金属を固液共存域へ再加熱して引張変位を与え、粒界すべりの歪速度依存性を定量的に評価しようとした。

使用した材料はSUS310S(C)である。Fig. 4.3に試験片の形状および寸法を示す。試験片中央部に溶接金属が位置しており、そのGTA 溶接（溶加材なし）の条件は溶接電流100A、アーク電圧15V および溶接速度1.6mm/s である。溶接時には試験片裏面からArガスによるバック・シールドを行なった。試験片の表裏面でのビード幅は約5～6mm であった。その後、試験片の表面には電解研磨を施し、粒界すべりを観察するための相互に交差する約12本の標線を0.5mm 間隔で鋭い刃によりけがいた。試験は高周波誘導加熱方式を用いてAr雰囲気中で行なった。すなわち、

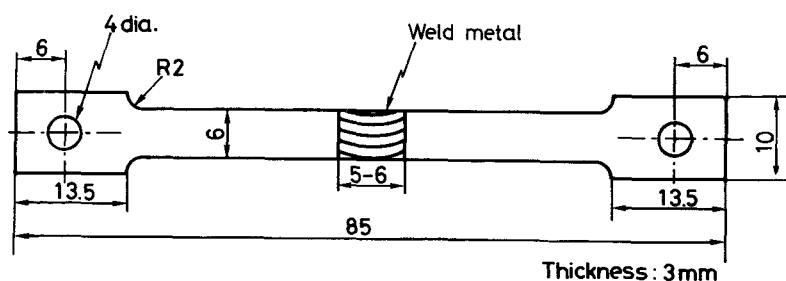


Fig. 4.3 Shape and size of specimen used for simulated hot ductility test

試験片を約45℃/sの加熱速度にて溶接金属部の粒界液化温度よりやや高い1340℃まで加熱した後、その温度で保持し、Table 4.2 の下段に示した0.06および6.07mm/sのC.H.S.で引張変形を付加した。なお、0.06mm/sのC.H.S.は4.2.2で述べたSUS310S(A)における限界歪速度を求めたときのものと同一である。

4.2.7 粒界すべりの観察および測定法

凝固割れ試験片については標線のずれから粒界すべりを観察することはできない。しかしFe-36%Ni合金の延性低下割れに関して、粒界すべりが生ずる場合には試験片表面と粒界との交線で段差が生じ、この段差は走査型電子顕微鏡(SEM)で観察できることが示されている⁶⁵⁻⁶⁷⁾。したがって、凝固割れ試験片についてはこれと同一の手法を用いた。

再現高温延性試験片については、粒界すべり量は粒界での標線のずれとして光学顕微鏡で容易に測定できた。なお高温破壊の分野では、粒界すべりによる変形量の総変形量に対する寄与率が粒界すべりの起き易さを示す尺度としてよく用いられているため⁶⁸⁾、本論文ではこれをFig.

4.4のように測定した。まず総変形量 S_t は、ビード幅よりやや狭い標点間距離約4.5mmに相当する2本の標線(marking lines)を用いて、その試験前後の値の変化から測定した。つぎに粒界すべりによる変形量 S_{gb} の測定法は以下のとおりである。すなわち、本来は上記約4.5mmの間隔をもつ2本の標線に直交するM本(M:ここでは12本)の標線について各標線と全結晶粒界との交点における引張方向のずれ量 $S_{gb,i}$ を総和して、これを12本で平均化したものを S_{gb} とすべきである。しかし、試験片は固液共存域に加熱されているためにどの標線も部分的に不明瞭となり易く、この方法は適用できなかった。そのため、12本の標線において観察可能なすべての場所で粒界すべり量を測定し、その平均として平均粒界

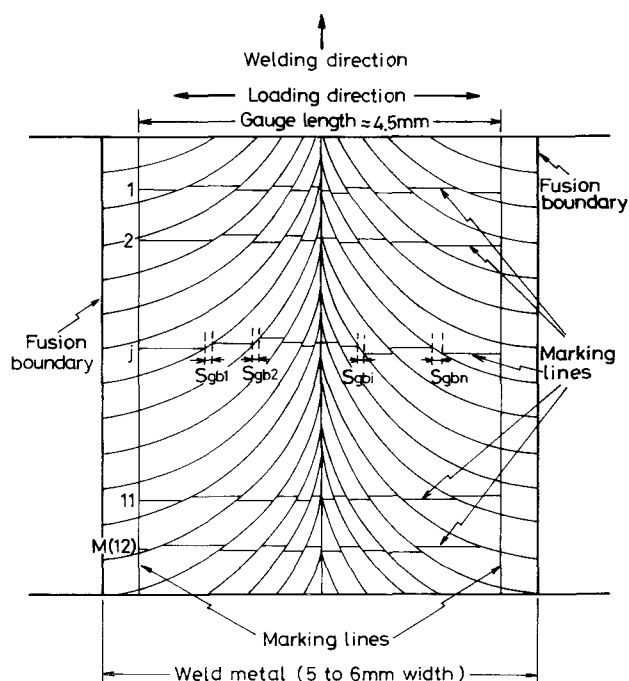


Fig. 4.4 Principle of measuring method of grain-boundary sliding

すべり量を求めた。そして、これに約4.5mm 間において各標線と交差する平均の結晶粒界数 $\bar{N}$ を乗じたものを S_{gb} とした。なお、個々の粒界すべり量は光学顕微鏡に取り付けた測微計 (X400) にて測定した。

4.3 凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす歪速度の影響

4.3.1 炭素鋼における限界歪の歪速度依存性

0.214%C 鋼に対して0.2mm/s のC.H.S.で試験を行なった場合の凝固前面後方の歪履歴をFig. 4.5に示す。図には4本の実測データがあるが、これは1本の溶接線上における4ヶ所の位置で測定した結果である。横

軸の時間 t_s はそれぞれ標点が凝固前面にあった時点を原点として表示した。すなわち、各測定点ごとの標点の位置を凝固前面からの距離として求め、この距離を溶接速度で除したものである。また、図中の時間 τ は引張開始後から各標点で歪測定が開始され始めた時間から終了した時間までの範囲を示している。図では τ を適当な時間間隔ごとに○、△、□および▽で区分した。縦軸は各標点での歪を表わしている。いずれの τ においても凝固前面付近の歪は時間 t_s と共にほぼ直線的に上昇し、その勾配で表わされる歪速度は τ の増加と共に増加する。しかしこの図からわかるように、一定のC. H. S. の試験でも変形付加中には溶接の進行と共に歪は凝固前面に次第に集中していく。しかるに、 $\tau=6.8\sim7.8$ (○),

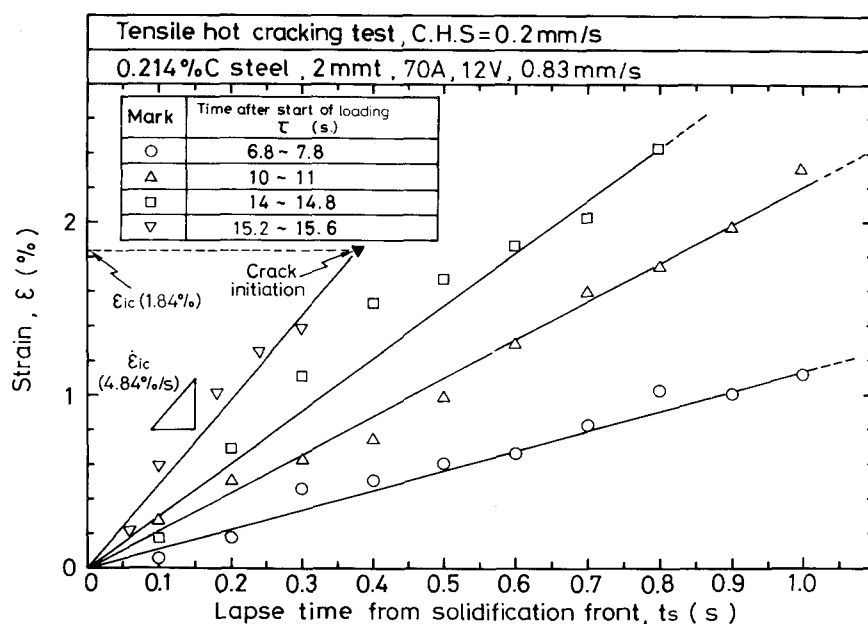


Fig. 4.5 An example of gradual increase in strain rate behind the solidification front with lapse time after the start of welding under the condition of C. H. S. = 0.2mm/s

10～11 (△), 14～14.8 (□) sにおいては歪が大きくなっても凝固割れは発生しないが、▽印で示した $\tau=15.2 \sim 15.6$ sにおいて▼印に示すように歪が1.84%となった時点で凝固割れが発生し始めた。すなわち、 $\tau=15.2 \sim 15.6$ sのときの歪速度4.84%/sでのみ凝固割れが発生したのであり、この歪速度がそれ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度であり、1.84%がそのときの限界歪である、以下、限界歪速度を $\dot{\epsilon}_{ic}$ 、またこのときの限界歪を ϵ_{ic} とした。

つぎに、0.214%C 鋼に対して限界歪速度以上の3段階のC.H.S.=0.2, 2, 20mm/sで引張試験を行なった場合における凝固割れの発生までの歪履歴の一例をFig. 4.6に示す。横軸は引張開始後の時間ではなく、標点
が凝固前面にあった時点からの時間である。C.H.S.が20mm/sの条件にお

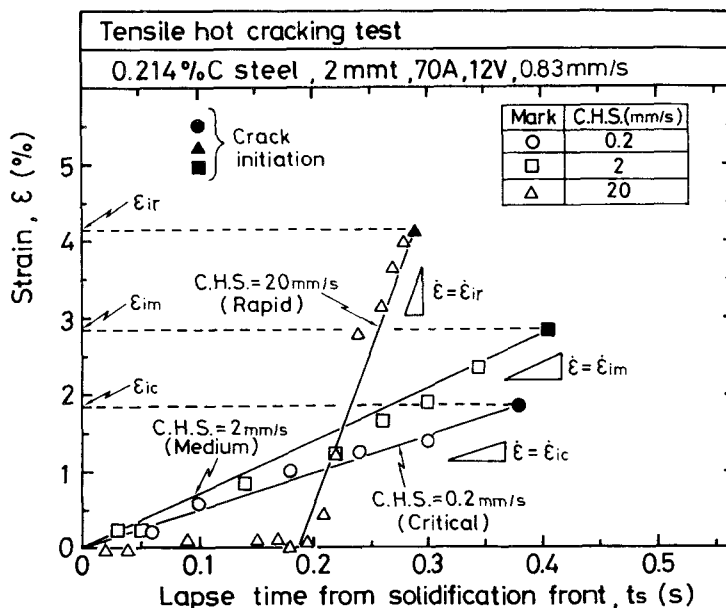


Fig. 4.6 Comparison of strain increment and critical strain for crack initiation in different C.H.S., giving strain-rate dependence of critical strain

いて t_S が0 から約0.2sまでは引張開始前の時間であり、付録3.A で述べたようにこの間では歪はほぼ0 であった。これらの結果によれば、いずれのC.H.S.の場合も凝固前面付近の歪はほぼ直線的に上昇する。またC.H.S. 言い換えれば歪速度の減少に伴い限界歪は低下する。なお、以下ではC.H.S. が20mm/sでの歪速度および限界歪をそれぞれ $\dot{\epsilon}_{ir}$ および ϵ_{ir} 、C.H.S. が2mm/s での歪速度および限界歪をそれぞれ $\dot{\epsilon}_{im}$ および ϵ_{im} とした。

Fig. 4.7は炭素鋼における限界歪の歪速度依存性を示したものである。いずれの炭素鋼でも限界歪は歪速度の増加と共に上昇する傾向を示す。そして、高C含有量ほど限界歪の歪速度依存性は小さくなる傾向に

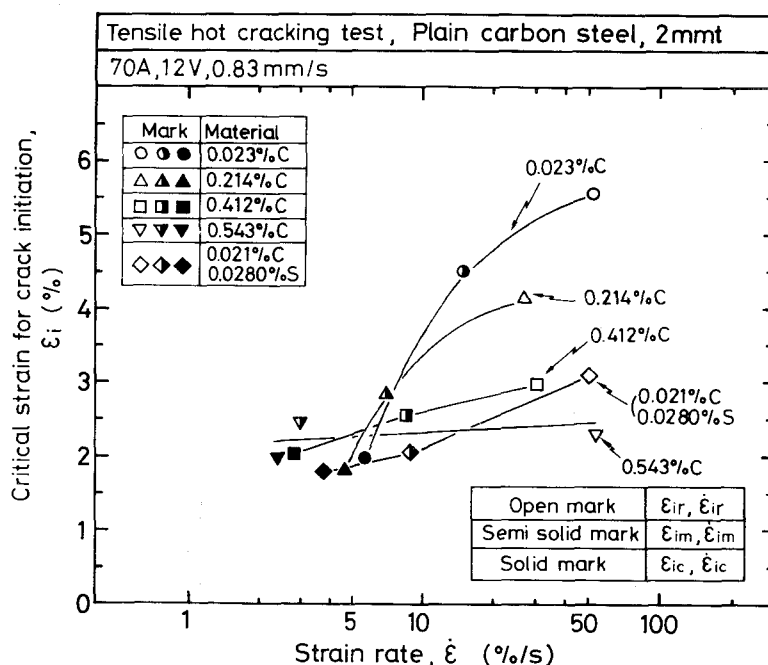


Fig. 4.7 Effect of carbon and sulphur on strain-rate dependence of critical strain for crack initiation in plain carbon steel

ある。ここでC含有量の増加に伴い限界歪の歪速度依存性が低下するのは、単に凝固割れ感受性の上昇に起因するのか、あるいは δ 相か γ 相かの凝固相の違いに起因するのかについては、図中の0.023%C 鋼と約0.03 % S を添加した0.021%C 鋼との比較から推測できる。すなわち、Sは凝固相の違いにはほとんど影響を及ぼさないが、凝固割れ感受性を高めることがよく知られている。Fig. 4.7でもSの添加により ϵ_{ir} および ϵ_{im} は低下し、凝固割れ感受性は高くなった。さらに限界歪の歪速度依存性は小さくなった。このためSの添加により歪速度依存性が小さくなったのは凝固割れ感受性が高くなったためであると考えられる。したがって、凝固割れ感受性の低いものほど歪速度依存性は大きくなるといえる。

Fig. 4.8はC.H.S.をパラメータとして限界歪に及ぼすC含有量の影響

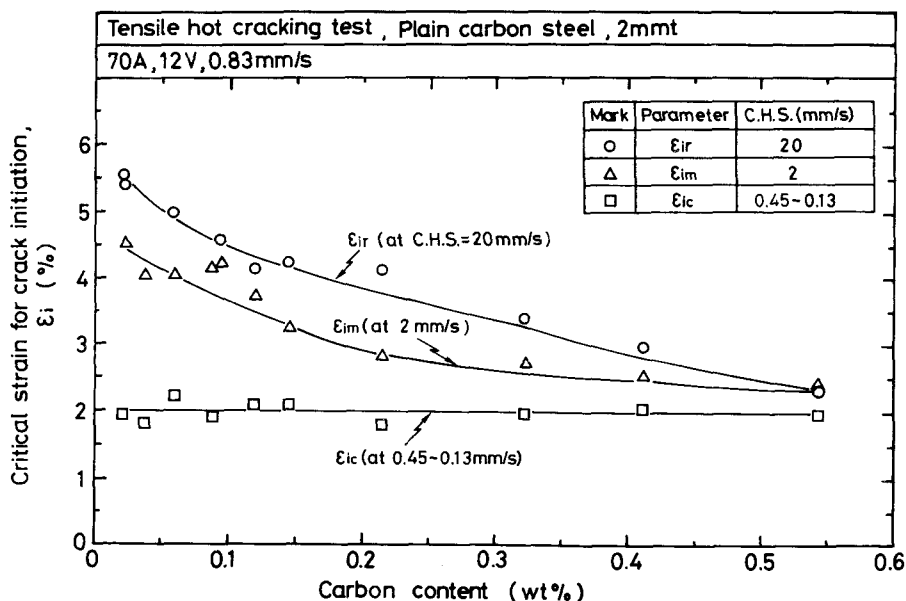


Fig. 4.8 Effect of carbon content on critical strain for crack initiation under different C.H.S.

を示したものである。C含有量が増加すると ε_{ir} および ε_{im} は単調に低下する傾向を示す。これに対して、 ε_{ic} はC含有量の変化に関係なくほぼ一定値を示す。とくに、 ε_{ir} が材料間の凝固割れ感受性の差に最も敏感であり、C含有量の増加に伴い凝固割れ感受性は高くなるというよく知られた傾向を明瞭に示す。これに対して、 ε_{ic} は割れ感受性指標としては最も不適當であるということになる。

4.3.2 ステンレス鋼における限界歪の歪速度依存性

SUS304L、SUS430、SUS310S(A) およびインコネル600(A)における歪速度と限界歪の関係をFig. 4.9に示す。炭素鋼の場合と同様に限界歪は歪

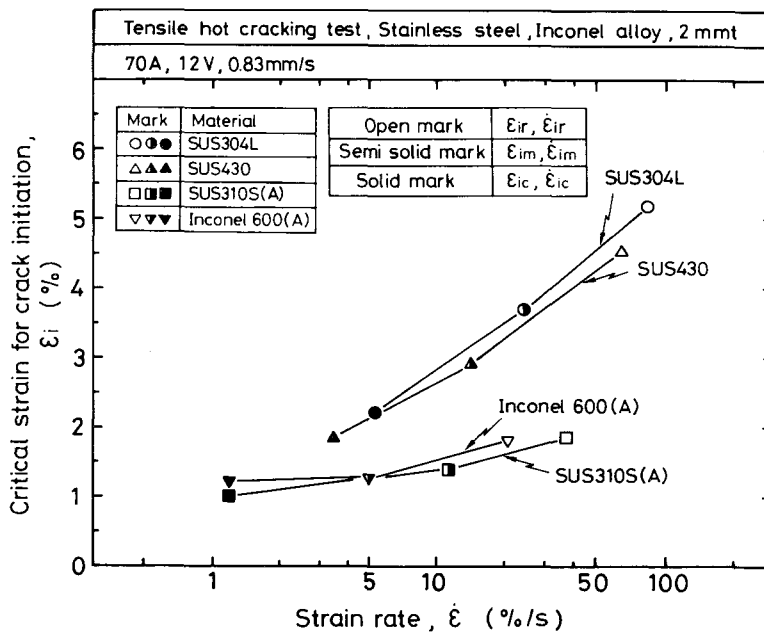


Fig. 4.9 Strain-rate dependence of critical strain for crack initiation in stainless steels and Inconel alloy 600

速度の増加に伴い上昇する傾向を示した。また、一般に割れ難いと考えられている SUS304L および SUS430の方が割れ易いと考えられている SUS310S (A) およびインコネル600 (A)より限界歪の歪速度依存性は大きかった。Fig. 4.10 は各材料の ε_{ir} 、 ε_{im} および ε_{ic} を示したものである。材料は左から一般に割れ難いと考えられている順に並べてある。 ε_{ir} が材料によって最も変化し易く、そのため凝固割れ感受性を比較するには最も敏感な指標となった。また、 ε_{ic} の変化は小さく、凝固割れ感受性指標としてはあまり有効ではないことが判明した。

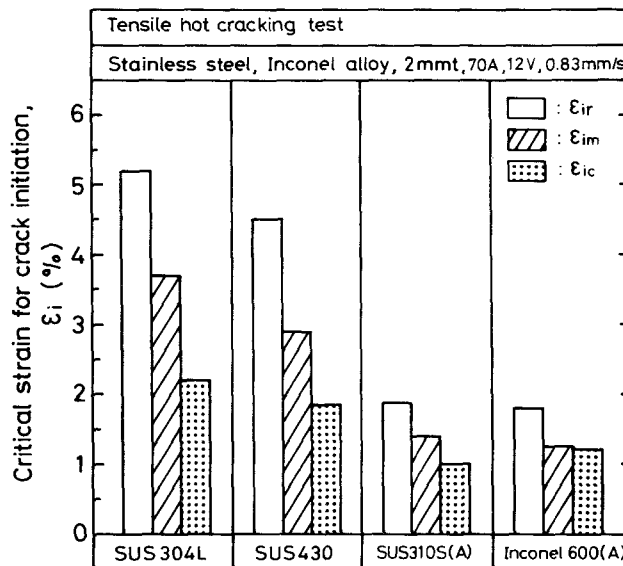


Fig. 4.10 Comparison of critical strain for crack initiation under different in stainless steels and Inconel alloy 600

4.4 限界歪速度による凝固割れ感受性の比較

Fig. 4.11 は炭素鋼における C 含有量と $\dot{\varepsilon}_{ic}$ の関係を示す。C 含有量

の増加、すなわち凝固割れ感受性の増加に伴い $\dot{\epsilon}_{ic}$ は減少した。

つぎにSUS304L、SUS430、SUS310S(A) およびインコネル600(A)の $\dot{\epsilon}_{ic}$ の値をFig. 4.12 に示す。材料は割れ難いと考えられている順に左から並べてあり、 $\dot{\epsilon}_{ic}$ の大小はこの順位とよく対応していた。したがって、低C.H.S.試験における凝固割れ感受性の評価には、限界歪 ϵ_{ic} よりは限界歪速度 $\dot{\epsilon}_{ic}$ で評価するのが有効であることが判明した。

なお、 $\dot{\epsilon}_{ic}$ の変化幅はFig. 4.11 で約2.5 ~6%/sおよびFig. 4.12 では約1 ~5.5%/sと比較的広い範囲で変化している。いま、材料間における ϵ_{ir} と $\dot{\epsilon}_{ic}$ の変化幅を最大値と最小値の比率より比較してみると、炭素鋼での ϵ_{ir} の変化幅はFig. 4.8より約2.4 倍、 $\dot{\epsilon}_{ic}$ の変化幅はFig.

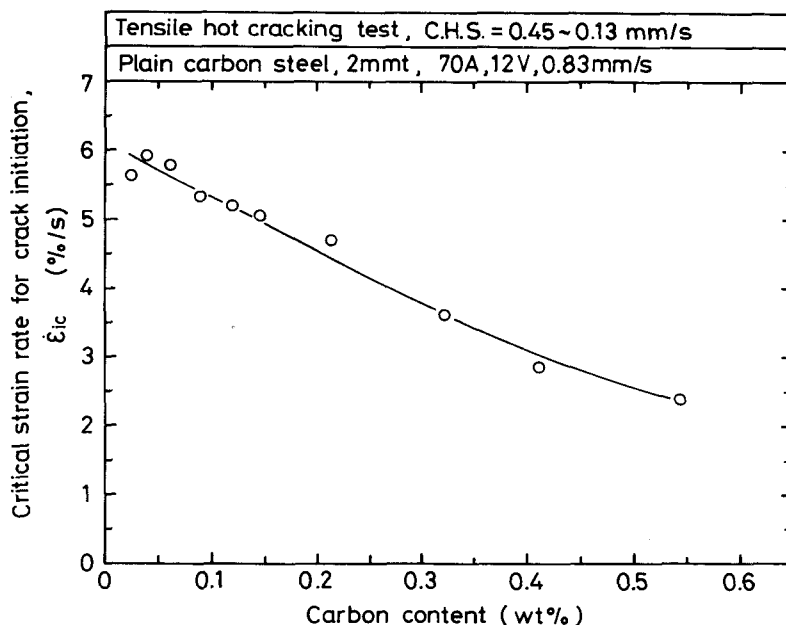


Fig. 4.11 Relation between carbon content and critical strain rate for crack initiation in plain carbon steel

4.11 より約2.5 倍で両者はほぼ同一である。いっぽう、ステンレス鋼およびインコネル600 (A)での ε_{ir} の変化幅はFig. 4.10 より約2.9 倍、 $\dot{\varepsilon}_{ic}$ の変化幅はFig. 4.12 より約4.4 倍であり、 $\dot{\varepsilon}_{ic}$ の変化幅は ε_{ir} の変化幅より比較的大きいこともわかる。したがって、 $\dot{\varepsilon}_{ic}$ は ε_{ir} と同程度あるいはそれ以上に材料間の凝固割れ感受性の差に敏感であることがわかる。

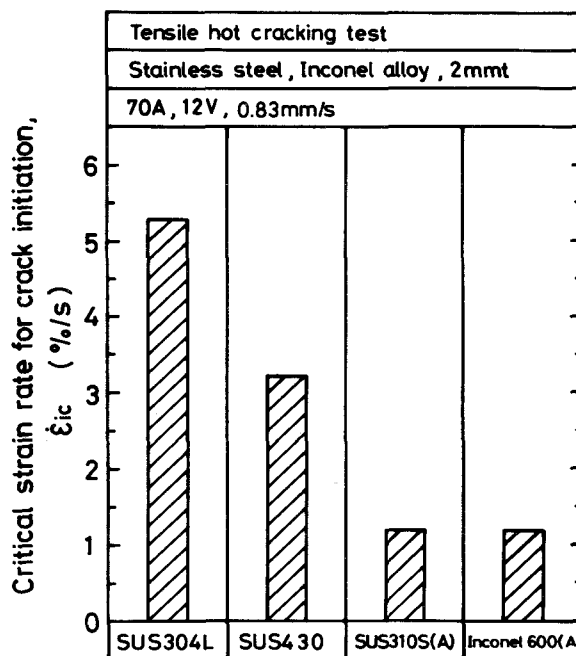


Fig. 4.12 Comparison of critical strain rate for crack initiation in stainless steels and Inconel alloy 600

4.5 Houldcroft型割れ試験における歪速度の測定および片面SAW溶接施工における歪速度の推定

4.3 および4.4 の結果より材料の凝固割れ感受性を評価する指標とし

では急速引張型高温割れ試験で得られる ε_{ir} およびそれ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度 $\dot{\varepsilon}_{ic}$ があることがわかった。したがって、実際の溶接施工時に生ずる歪速度によってどちらの指標がより好ましいかが決まることになる。このため実際に溶接を行なった場合の歪速度の実測が必要となる。そのため、まず自拘束的割れ試験の一例として Houldcroft 型割れ試験を取り上げてその歪速度を実測すると共に片面 SAW 溶接時における終端割れの発生時の歪速度を文献等をも利用して推定した。

SK6 に対する Houldcroft 型割れ試験における凝固割れの発生までの歪履歴を Fig. 4.13 に示す。MISO 法により測定した凝固前面近傍の歪は時

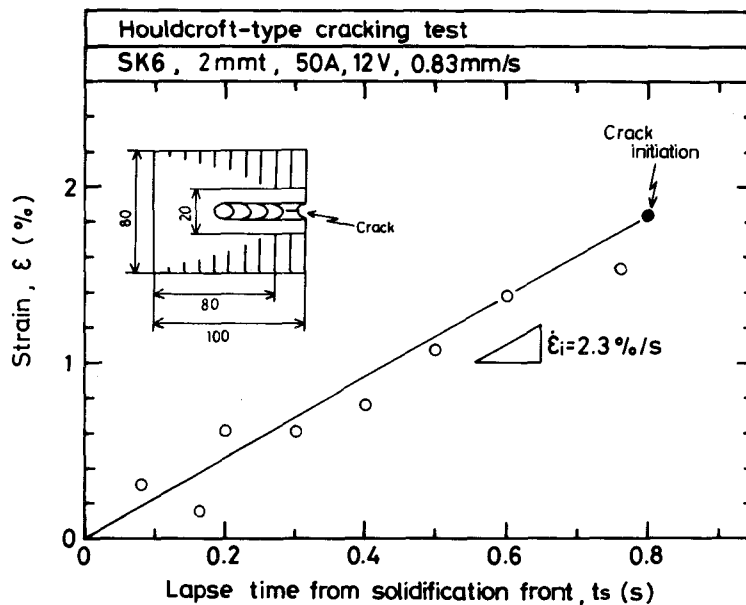


Fig. 4.13 An example of strain rate measured by MISO technique in Houldcroft-type cracking test

間 t_s と共にほぼ直線的に上昇して、凝固割れが発生した。図中の直線の勾配を凝固割れの発生時の歪速度 $\dot{\epsilon}_i$ とした。Fig. 4.1に示した各種Wについて $\dot{\epsilon}_i$ を測定した結果をTable 4.3 の上段に示すが、本研究の範囲内

Table 4.3 Strain rate measured in Houldcroft-type cracking test

Measuring method	Gauge length (mm)	Strain rate $\dot{\epsilon}_i$ (%/s)
MISO	1.0~2.0	2.1~3.8
Dial indicator	80	1.2~5.8 ($\times 10^{-2}$)

ではいずれも約 2~4%/sであった。これはFig. 4.11 および12に示した $\dot{\epsilon}_{ic}$ の範囲に入っており、これよりHouldcroft型割れ試験における歪速度 $\dot{\epsilon}_i$ は比較的遅く、ほぼ限界歪速度程度であることがわかる。いっぽう、標点間距離を80mmとして4.2.3 で述べた方法により求めた凝固割れの発生時のマクロ的平均歪速度はTable 4.3 の下段に示すように1.2 ~ 5.8 ($\times 10^{-2}$) %/s であり、 $\dot{\epsilon}_{ic}$ の約1/100 ~ 1/50程度であった。これは変位計で測定された歪速度にはほとんど変形していない母材部分も含まれているためと考えられる。

つぎに、片面SAW 中に発生する終端割れのように終端部の仮付け部が溶融することにより拘束が開放され回転変形が生じて割れが発生する場合、その歪速度は比較的大きいことも予想される。この終端割れに関しては実測および有限要素法（以下、FEM と称す）により割れ発生付近の変形量が求められている⁶⁹⁻⁷²⁾。Table 4.4 はこれらの測定法、標点間

Table 4.4 Strain rate estimated in end cracking test

Measuring method	Gauge length (mm)	Estimated strain rate $\dot{\epsilon}$ (%/s)
Dial gauge ^{69, 70)}	250~300	$1.6 \sim 3.3 (\times 10^{-3})$
Loop gauge ⁷¹⁾	200	$3.0 \sim 8.3 (\times 10^{-3})$
Calculation ⁷²⁾ (FEM)	40	7.5×10^{-2}

距離およびそれらのデータより推定した平均歪速度を示したものである。これらの平均歪速度を求める方法は4.2.3で述べたマクロ的平均変形速度を測定する方法と同様であり、まずダイヤル・ゲージ、ループ・ゲージおよびFEMにより測定された割れ発生付近における変形量の時間変化のデータ⁶⁹⁻⁷²⁾から平均変形速度を測定した。そして、これらを各ゲージ間の距離あるいは試験片の幅で除して平均歪速度を求めた。これらの平均歪速度は4.4で明らかにした限界歪速度 $\dot{\epsilon}_{ic}$ よりも桁違いに小さい。しかし、これは実測および計算に用いた標点間距離がMISO法でのそれより非常に大きいためであることが、Table 4.3を参照することにより理解できる。したがって、Table 4.4に示した実際の片面SAWの溶接金属部における歪速度も標点間距離の影響を考えると上記の $\dot{\epsilon}_{ic}$ と同程度の値になるものと推測される。

以上のことから、溶接施工における凝固割れの発生時の歪速度は $\dot{\epsilon}_{ic}$ と同程度であると考えられる。このことからみると、実際の溶接施工での凝固割れの発生挙動を検討するためには限界歪速度 $\dot{\epsilon}_{ic}$ 程度の遅い歪速度における凝固割れ感受性の評価がより重要であることを示唆してい

る。このことより、材料間の凝固割れ感受性の比較には ε_{ir} よりも $\dot{\varepsilon}_{ic}$ による比較がより実際的には有効であるといえる。

4.6 凝固割れの発生時の限界歪の歪速度依存性と粒界すべりの相関性

4.3 において凝固割れの発生時の限界歪は歪速度依存性をもつことを示した。本節ではその理由について総歪に対する粒界すべりの寄与という観点から検討した。そのためにまず、溶接中のBTR において粒界すべりが起きるかどうか、起きるならばその歪速度依存性はどうかについて引張型高温割れ試験法、Trans-Varestraint割れ試験法および再現高温延性試験法を用いて検討した。

4.6.1 凝固割れ試験における粒界すべりの観察

インコネル600 (A) に対して0.1mm/s のC.H.S. (歪速度：1.3%/s) で引張試験を行なった時のBTR 内の溶接金属表面をFig. 4.14 (a) および

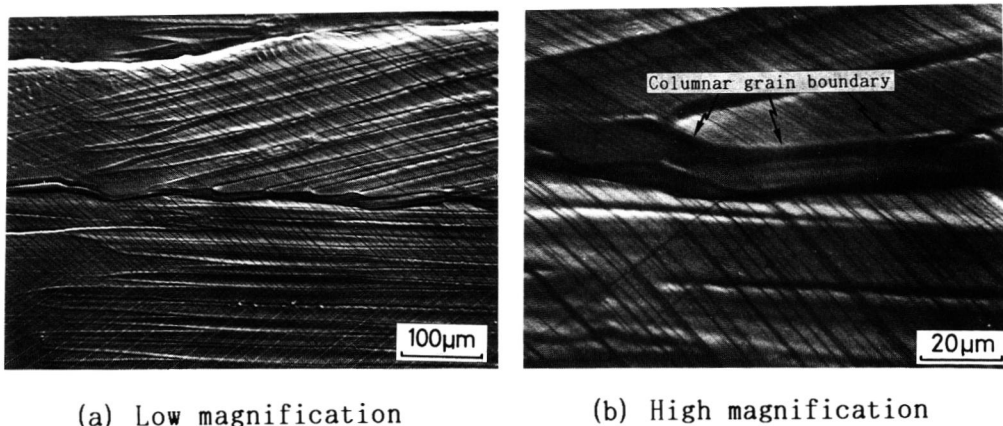
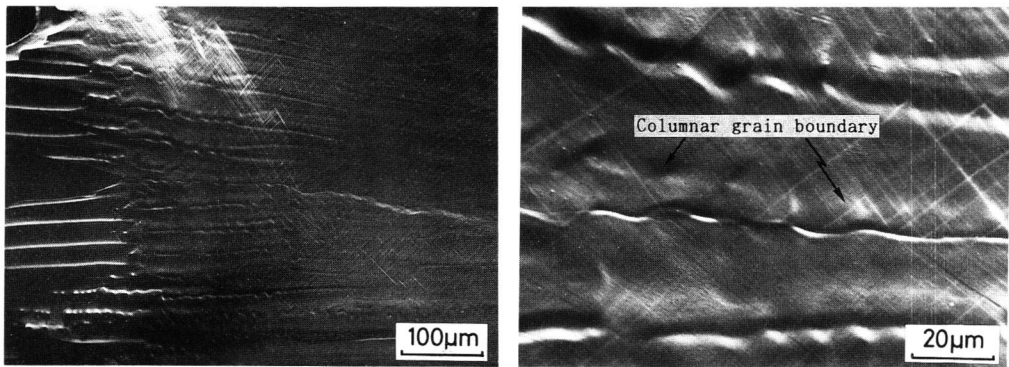


Fig. 4.14 Surface of weld metal within BTR of Inconel 600 (A) after tensile hot cracking test under the condition of low C.H.S.=0.1mm/s

(b) に示す。熱腐食により、凝固時の柱状晶粒界およびセル状樹枝状晶が観察され、それと同時に柱状晶粒界において段差が観察された。しかし、セル状樹枝状晶の境界では段差は観察されなかった。つぎに、20 mm/sのC.H.S. (歪速度：20.8%/s)の場合、Fig. 4.15 (a)および(b) に示すように柱状晶粒界においても段差はほとんど観察されなかった。なお、Fig. 4.15 において柱状晶粒界の直下に見られる粒界は凝固後、冷却中に生じた移動粒界である。



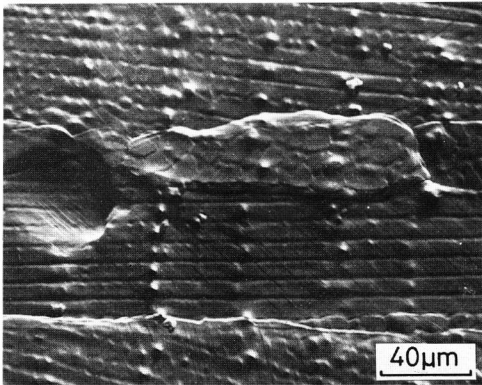
(a) Low magnification

(b) High magnification

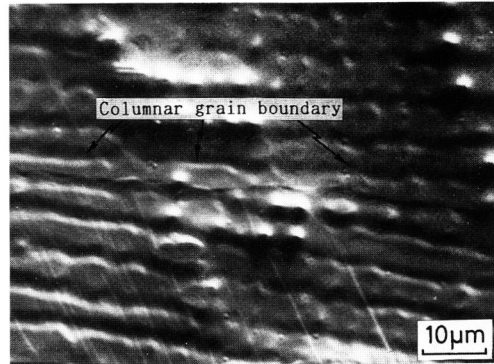
Fig. 4.15 Surface of weld metal within BTR of Inconel 600(A) after tensile hot cracking test under the condition of high C.H.S. = 20mm/s

つぎに、Fig. 4.16 (a)および(b) はSUS310S (B) に対して0.4%/sの歪速度でTrans-Varestraint 割れ試験を行なった時のBTR 内の溶接金属表面を示したものである。柱状晶粒界では段差が明瞭に観察された。しかし、24.0%/s の歪速度の場合、Fig. 4.17 (a)および(b) に示したように柱状晶粒界で段差はほとんど観察されなかった。

したがって、凝固中の柱状晶粒界も歪速度の遅い条件下では粒界すべりが発生することが明らかとなった。セル状樹枝状晶の境界ではこのよ

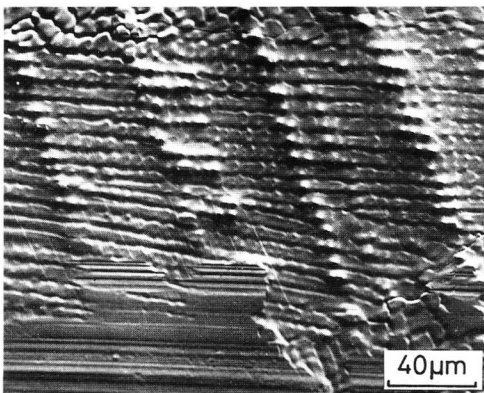


(a) Low magnification

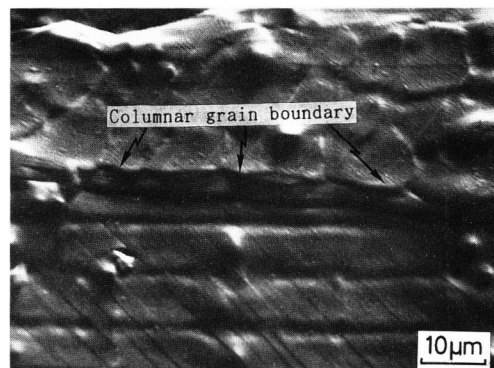


(b) High magnification

Fig. 4.16 Surface of weld metal within BTR of SUS310S(B) after Trans-Varestraint cracking test under the condition of low strain rate (0.4%/s)



(a) Low magnification



(b) High magnification

Fig. 4.17 Surface of weld metal within BTR of SUS310S(B) after Trans-Varestraint cracking test under the condition of high strain rate (24.0%/s)

うなすべりは観察されなかったが、この主な原因はその境界がサブ境界でありそこでの方位差が極めて小さいためであろうと考えられる。

4.6.2 固液共存域へ再加熱したときの粒界すべり

Fig. 4.18 (a) および (b) に SUS310S (C) に対して 0.06mm/s の C. H. S. で再現高温延性試験を行なった時の溶接金属表面を示す。試験片表面にけがいた標線のずれから粒界すべりが生じたことがわかる。なお、粒界すべりが観察された粒界を EDX 分析した結果、Cr の濃化が認められた。こ

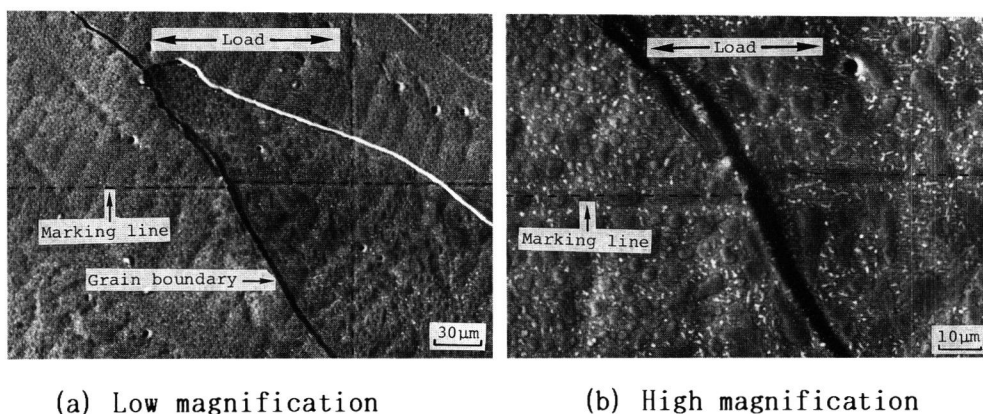


Fig. 4.18 Surface of weld metal of SUS310S (C) after simulated hot ductility test under the condition of low C. H. S. = 0.06mm/s

れは SUS310S においてその溶接凝固中にはミクロ偏析により柱状晶粒界およびサブ境界で Cr が濃化すること^{3,4)}と同一であり、したがって、この粒界は再加熱によって液化されたものであると確認できた。Fig.

4.19 (a) および (b) には 6.07mm/s の C. H. S. の場合の溶接金属表面を示したが、粒界すべりはわずかに観察される程度であった。

したがって、溶接金属を固液共存域に再加熱させた場合でも歪速度が

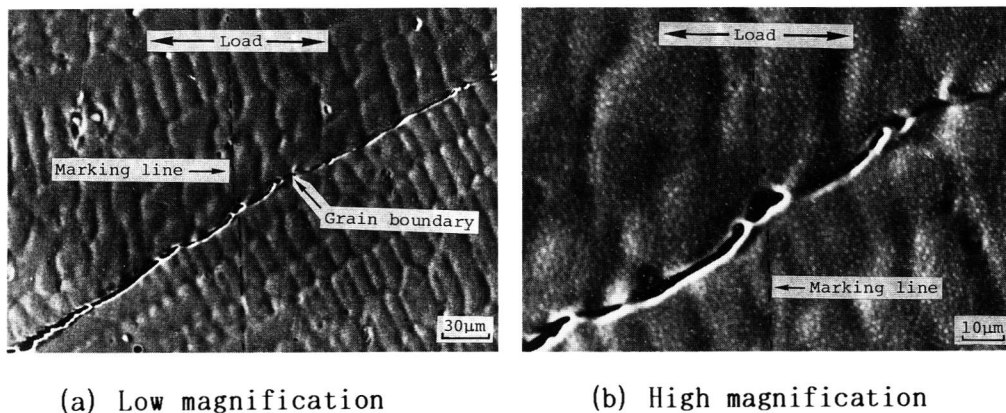


Fig. 4.19 Surface of weld metal of SUS310S(C) after simulated hot ductility test under the condition of high C.H.S.=6.07mm/s

遅い場合には粒界すべりが明瞭に生ずることが明らかになった。

Table 4.5 は総変形に対する粒界すべりの寄与を示したものである。表中の γ は粒界すべりによる変形量 S_{gb} の総変形量 S_t に対する割合（以下、寄与率 γ （ $\equiv S_{gb}/S_t$ ）と称す）を示す。0.06mm/sのC.H.S.の場合、 γ は平均0.21であった。いっぽう、6.07mm/sのC.H.S.での γ は0.03以下

Table 4.5 Effect of strain rate on contribution of grain-boundary sliding to total deformation in solid-liquid coexistent region

C.H.S. (mm/s)	Total deformation	Deformation due to	Contribution of
	S_t (μm)	grain-boundary sliding S_{gb} (μm)	S_{gb} to S_t (S_{gb}/S_t) γ
0.06	140	29.1	0.21
6.07	>140	<4.2	<0.03

であった。このように γ は歪速度の増加に伴い減少する傾向を示す。これはクリープ等で見られる傾向^{73, 74)}とよく一致している。例えば、Cu 双結晶における900℃での γ は約0.3であり⁷⁵⁾、Fe、Cd、Sn、AlおよびAl合金における100～300℃での γ は約0.5である⁷⁶⁾。0.06mm/sのC.H.S.での γ は上記の値よりやや小さいが、凝固割れの発生し得る限界歪速度はクリープでの歪速度より高いことを考慮すれば粒界すべりの起き易さはクリープの場合と同程度であろうと考えられる。なお、4.5で明らかにしたように、実際の溶接施工条件下での歪速度は限界歪速度 $\dot{\epsilon}_{ic}$ 程度であるため、溶接施工条件下での凝固割れの発生挙動には粒界すべりが重要な因子になっていることがわかる。

4.6.3 限界歪の歪速度依存性に関する考察

4.6.1 および4.6.2の結果に基づけば4.3における限界歪の歪速度依存性に付随した種々の現象、すなわち(i)凝固割れの発生時の限界歪は歪速度の増加と共に上昇する、(ii)凝固割れ感受性の低い材料ほどその歪速度依存性が高い、(iii)高歪速度で測定した限界歪は材料間の凝固割れ感受性の差を明確に評価できるということは次のように説明できるものと考えられる。

クリープおよび熱間加工の分野において、粒界すべり量は一般に総変形量(総歪)に比例することが知られている^{68, 73, 74)}。また、粒界すべりの寄与率は応力の増加に伴い減少する^{68, 73)}。これは4.6.1および4.6.2で示したように寄与率が歪速度に伴い減少することとほぼ同一の意味である。したがって、粒界すべり量と総変形量の関係は、歪速度をパラメータとして表わすと(4.3)式ようになる。

$$S_{gb} = \gamma(\dot{\epsilon}) S_t \quad (4.3)$$

ここで S_{gb} は粒界すべり量、 S_t は総変形量であり、また $\gamma(\dot{\epsilon})$ は寄与率

で歪速度 $\dot{\epsilon}$ に対して減少関数である。

また、凝固割れが発生し始めた時点では、 S_{gb} および S_t はそれぞれ限界値 S_{gbc} および S_{tc} になっていると考えられる。したがって、(4.3) 式は次式のようになる。

$$S_{gbc} = \gamma(\dot{\epsilon}) S_{tc} \quad (4.4)$$

いっぽう、MISO法によって測定される歪 ϵ は 1.0 ～ 2.0mm の標点間距離 l_i における平均歪である。例えば、Fig. 4.20 にインコネル600(A)における本研究でよく用いた標点間距離 1.7mm 付近の凝固組織を示したが、この標点間距離には一般に数個程度の柱状晶が存在していた。つまり、MISO法によって測定される歪 ϵ は次式のようになる。

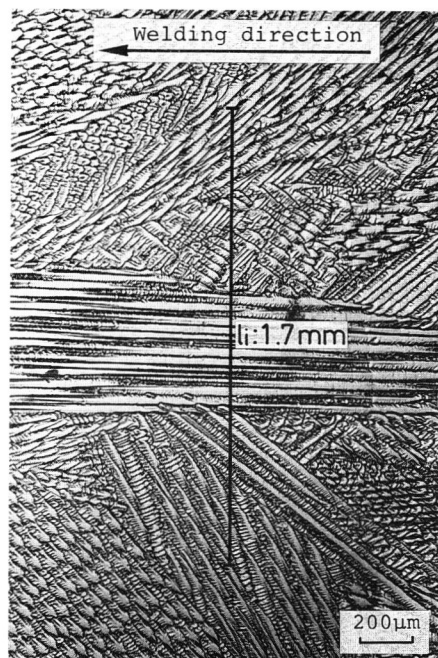


Fig. 4.20 Solidification structure
in the center of weld bead
(Inconel 600(A), 70A, 12V
0.83mm/s)

$$\varepsilon = S_t / l_i \quad (4.5)$$

そして、凝固割れの発生時の限界歪 ε_i は次式のようになる。

$$\varepsilon_i = S_{tc} / l_i \quad (4.6)$$

さらに、(4.6) 式および(4.4) 式より限界歪 ε_i は限界の粒界すべり量 S_{gbc} に対して次式のように表わすことができる。

$$\varepsilon_i = S_{gbc} / (\gamma(\dot{\varepsilon}) \cdot l_i) \quad (4.7)$$

寄与率 $\gamma(\dot{\varepsilon})$ は歪速度 $\dot{\varepsilon}$ に対して減少関数であるから、(4.7) 式は歪速度 $\dot{\varepsilon}$ の増加と共に限界歪 ε_i が上昇することを意味している。すなわち、前述の現象(i)の原因が説明できたことになる。つぎに、前述の現象(ii)および(iii)の原因についても以下のように説明できる。Fig.

4.21 は(4.7) 式の凝固割れの発生時の限界の粒界すべり量 S_{gbc} と限界歪 ε_i の関係を歪速度をパラメータとして定性的に示したものである。ここで高歪速度を $\dot{\varepsilon}_{ir}$ 、低歪速度を $\dot{\varepsilon}_{is}$ で示す。なお、横軸の S_{gbc} の増加は凝固割れ感受性の低下を意味している。ここで S_{gbc1} なる限界値をもつ相対的に割れ易い材料と、 S_{gbc2} なる限界値をもつ相対的に割れ難い材料を考える ($S_{gbc1} < S_{gbc2}$)。 (4.7) 式によれば S_{gbc} に対する ε_i の上昇率は $1/\gamma(\dot{\varepsilon})$ に比例し、 $\gamma(\dot{\varepsilon})$ は上述のように $\dot{\varepsilon}$ に関して減少関数であるから、図中の直線の勾配は $\dot{\varepsilon}_{ir}$ の場合の方が $\dot{\varepsilon}_{is}$ より大きくなる。したがって、 S_{gbc1} における ε_{ir1} と ε_{is1} の差より S_{gbc2} における ε_{ir2} と ε_{is2} の差の方が大きい。これは凝固割れ感受性の低い材料では限界歪 ε_i の歪速度依存性が大きいことを意味し、前述の現象(ii)の原因を説明できたことになる。このことは同時に、低歪速度 $\dot{\varepsilon}_{is}$ での ε_{is1} と ε_{is2} の差より高歪速度 $\dot{\varepsilon}_{ir}$ での ε_{ir1} と ε_{ir2} の差の方が大きいことを示している。すなわち、高歪速度で測定される限界歪は材料間での差が生じ易く、そのため材料間の割れ感受性の差をより明瞭に評価できることも理解できる。すなわち、前述の現象(iii)の原因が説明できたことになる。

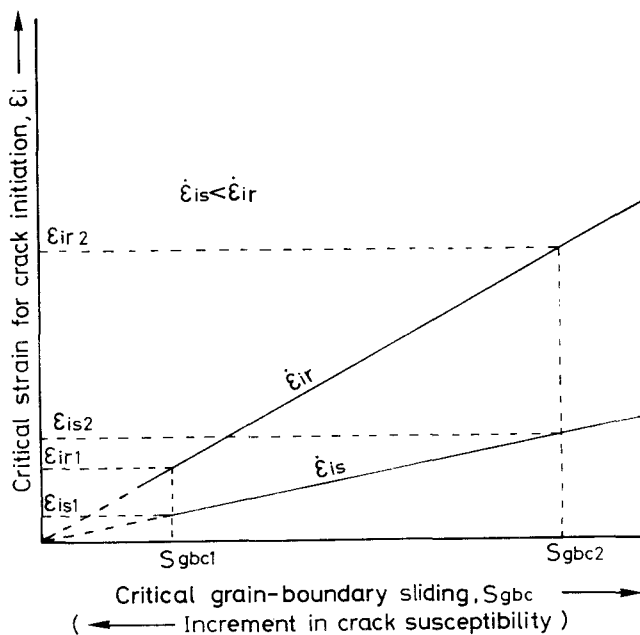


Fig. 4.21 Concept showing the correlation between critical grain-boundary sliding and critical strain for crack initiation, both depending on strain

以上、限界歪の歪速度依存性に付随する種々の現象はすべて総歪に対する粒界すべりの寄与という観点から説明できた。

4.7 結 言

本章では、C含有量を約0.02～0.5%間で変化させた試作の炭素鋼、市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304L、フェライト系ステンレス鋼SUS430およびNi系合金インコネル600に対して引張型高温割れ試験を行ない、凝固割れの発生

時の限界歪に及ぼす歪速度の影響について検討した。さらに、凝固割れの発生における限界歪速度について検討を行なった。また、溶接施工における歪速度を推定するため、Houldcroft型割れ試験における凝固割れの発生時の歪速度を測定した。さらに引張型高温割れ試験、Trans-Varestraint 割れ試験および固液共存域に再加熱した溶接金属に対する再現高温延性試験を行ない、凝固割れの発生に及ぼす粒界すべりの影響について検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 凝固割れの発生時の限界歪は歪速度依存性を示し、限界歪は歪速度の増加と共に上昇する。

(2) 限界歪の歪速度依存性は割れ難い材料ほど大きい傾向にある。

(3) 高歪速度で測定される限界歪は材料間の凝固割れ感受性を明確に評価できる。

(4) 低歪速度で測定される限界歪は材料間の凝固割れ感受性を明確に評価できないが、この場合にはそれ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度によって上記(3)の限界歪と同程度あるいはそれ以上に明確に評価できる。

(5) Houldcroft 型割れ試験における凝固割れの発生時の歪速度は上記の限界歪速度と同程度に遅い。さらに、溶接施工における歪速度も一般に(4)の限界歪速度と同程度に遅いと推定された。

(6) (4) および(5)の結果より、溶接施工を想定した場合の材料間の凝固割れ感受性を評価する指標としては、限界歪速度が最も適していると考えられる。

(7) 凝固割れの発生し得る限界程度に遅いクロスヘッド・スピードないしは歪速度において凝固中の柱状晶粒界でも粒界すべりが生ずることを明らかにした。しかし、急速引張型高温割れ試験や一般のTrans-Varestraint 割れ試験のように歪速度が速い場合には粒界すべりはほと

んど観察されなかった。

(8) 溶接金属を固液共存域に再加熱して引張試験を行なうことにより、粒界すべりによる変形量の総変形量に対する寄与率を測定した結果、(7) で述べた限界程度のクロスヘッド・スピードでの寄与率は約 0.2 であった。

(9) (5)、(7)および(8)の結果より、多くの実際の溶接施工条件での凝固割れの発生には粒界すべりが主要な役割を演じていると推測された。

(10) (1)、(2) および(3)の現象は総歪に対する粒界すべりの寄与という観点から説明できた。

第 5 章 凝固割れの発生機構からみた凝固割れ試験法の検討

5.1 緒言

第 4 章において凝固割れの発生時の限界歪は歪速度と共に上昇することを明らかにした。そして、実際の溶接施工を想定した場合の材料間の凝固割れ感受性を評価するために最も適している指標としては、(i) それ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度であることを明らかにした。しかし、歪速度によって凝固割れ感受性が逆転しないような材料間では、(ii) 高歪速度による凝固割れの発生時の限界歪でもよいことが明らかとなった。

そこで、本章ではまずこれらの観点に基づいて実用に供されている各種凝固割れ試験法における凝固割れ感受性の評価方法およびその指標について第 4 章までの研究結果に基づき、その合理性などの考察を加えた。

一般に高温割れ試験法としては試作の試験法も加えると極めて多くの方法が開発されているが、広く実用化されているという観点から見るとほぼ次のようなものがあるのでこれらの試験法について取り上げた。

(i) 外部拘束型割れ試験

(a) Vareststraint 割れ試験法^{21、77)}

(b) Murex 型割れ試験法^{20、78)}

(c) LTP 割れ試験法^{79、80)}

(d) 可変変形速度割れ試験法^{81、82)}

(ii) 自拘束型割れ試験

(a) FISCO 溶接凝固割れ試験法^{18、83)}

(b) Houldcroft 割れ試験法¹⁹⁾

(c) 拘束緩和式 U 型高温割れ治具による引張型高温割れ試験法^{54, 55)}

なお、(ii) (c) の試験法は自拘束型であるが、変形量および変形速度を比較的広範囲に変化させることができる方法で、最近 Y. C. Zhang ら^{54, 55)}より開発された。

いっぽう、すでに述べたように凝固割れ感受性を評価するためには溶接金属内の歪を測定する必要があるが、MISO法を常に適用するためには凝固割れ試験機と共に光学顕微鏡、16mm高速度カメラおよびフィルム解析器等が必要であり、必ずしも簡便とはいえない。したがって、ミクロ的な歪測定法であるMISO法を適用しなくてもマクロ的に測定でき、かつ限界歪速度と同程度に優れた指標があれば、それにより凝固割れ感受性を評価できるのでより望ましいことはいうまでもない。このため本章の後半では上記の自拘束試験法の中で最近開発された(ii) (c) の試験法を利用して試験片端部の変形速度を測定すると共にMISO法を適用して凝固前面付近の歪速度も測定し、両者の相関性について検討した。これによりMISO法により測定されるミクロ的な凝固割れ感受性指標である限界歪速度と試験片端部で測定されるマクロ的な指標である限界変形速度の比較を行ない、それらに良好な相関性があることを明らかにした。

5.2 各種凝固割れ試験法の検討

5.2.1 Varestraint 割れ試験法

この試験法は W. F. Savage ら²¹⁾によって開発された方法である。すでに第1章で述べたように Varestraint 割れ試験法は高温割れの発生および伝播のための限界歪を測定できる数少ない試験方法である。この試験法の原理^{21, 77)}はまず6～12mmの厚板の試験片を片持ちばり方式に固定し、溶加材なしのGTA溶接法により溶接を行なう。そして、所定の位置

にアークが達した時点で、ビードの長手方向に急速に曲げる。この場合付加歪 ε は $(t/2R) \times 100$ (%) (t : 板厚、 R : 曲げブロックの半径) より求められる。したがって、この試験法は曲げブロックの半径を変化させることにより、任意の歪を付加できる特徴を持つ。

凝固割れ感受性を評価する指標としては 4 つ提案されている^{22, 77)}。すなわち、凝固割れが発生するための限界歪、最大割れ長さ（これは温度勾配を介して温度に換算すれば BTR となる）、総割れ長さおよび凝固割れの発生に対する限界の変形率である。一般に、凝固割れの多くはビードの長手方向に発生する縦割れである。しかし、上記のようにビードの長手方向に曲げたのでは縦割れを忠実に再現しているとは言い難いため、ビードの長手方向と直角に曲げる方式の Trans-Varestraint 割れ試験法が考案された²²⁾。これにより最大割れ長さおよび総割れ長さを正確に求めることができる。

上記の凝固割れ感受性指標について凝固割れの発生に関する凝固割れ感受性指標としては限界歪および限界の変形率が適しているが、これらの試験法における歪速度はかなり大きく、4.5 で明らかにした実際の溶接施工における歪速度を再現していない。このためこれらの試験法は高歪速度における材料間の凝固割れ感受性の比較を行なう試験法としては極めて高く評価できる。そしてこの場合には 3.7 および 4.3 における高歪速度での凝固割れ感受性の評価について述べたように凝固割れの発生時の限界歪は有効な凝固割れ感受性指標となる。またしかし、3.6 の結果より次のような問題点が指摘される。(i) 歪は試験片に対し平均値として与えられ、局所的な歪集中についての補正はなされていない。(ii) 凝固割れ感受性の極めて高い材料では限界歪が低すぎて測定できない場合がある²²⁾。(iii) 限界歪の歪速度依存性の程度が材料により大きく異なる場合では、Varestraint 割れ試験で評価される凝固割れ感受性と実

際の溶接施工における凝固割れ感受性が一致しなくなる²³⁾。

5.2.2 Murex 型割れ試験法

この試験法は P. W. Jones ら²⁰⁾ によって開発された試験法である。JIS Z 3156では展開式すみ肉溶接割れ試験方法として規定されている⁷⁶⁾。この試験法は2枚の試験片を所定の組み合わせ方式に従い保持し、すみ肉溶接を行なう。そして溶接中、互いの試験片の接触する線を軸として一定の展開角速度 ω (0.25 ~ 4deg/s) で所定の角度 β に達するまで試験片を回転させる。なお、 β/ω を一定の条件にすればビードの長さを変化させないで、溶接部上での変形速度を変化させることが可能となる。そして溶接終了後、ビード部を長手方向に強制破断させて、破面について割れ長さを測定する。したがって、この試験法では凝固割れ感受性を評価する指標としては割れ率を用いている。

この試験法では ω がマクロ的な変形速度である。このためこの ω を遅くし、凝固割れの発生時の限界の ω を重視して測定すれば、これは4.4で述べた限界変形速度に対応する値を測定することになる。このためこの試験法ではこの限界の ω が有効な凝固割れ感受性指標になると考えられる。ただし、ビード表面での変形速度は厳密には ω とのど厚の積であるため、常にのど厚は一定になるように配慮しなければならない。

5.2.3 LTP 割れ試験法

この試験法は N. N. Prokhorov ら^{79, 80)} によって開発された試験法である。試験片を試験機に有効に固定するため、試験片の裏面にスリットを付けてあるのが特徴である。この試験法は溶接中に溶接方向と直角方向に種々の引張速度で引張試験を行ない、凝固割れの発生のための限界変形速度を求めるものである。すなわち、凝固割れ感受性を評価する指標

としては限界変形速度を用いる。溶接方法はGMAW, GTAWおよびSAW のいずれも可能である。この限界変形速度は本研究で測定した限界歪速度に対応しているマクロ的な凝固割れ感受性指標であると考えられる。この点において本試験法は合理的な試験法であると考えられる。しかし、この試験法では限界変形速度を求めるためには数多くの試験片を使用して行なう必要がある。

5.2.4 可変変形速度割れ試験法

この試験法はK. B. Bagryanskii ら⁸¹⁾ および松田ら⁸²⁾ によって開発されたものである。この試験法の特徴は溶接中に連続的に変形速度を変化させることにより、一回の試験で限界変形速度が求められることである。この試験法の原理⁸²⁾ は回転板に固定された水平板と垂直板より構成された試験片の水平板を一定の角速度 ω で回転させながら回転の中心に向かってすみ肉溶接を行なう。この試験では溶接中の任意の位置における変形速度 D は回転中心 O からの距離 L から $D = L \times \omega$ として求められる。なお、 D は O 点に向かって直線的に減少していく。したがって、凝固割れが停止した位置での変形速度を限界変形速度としている。そしてこの限界変形速度の大小で凝固割れ感受性を評価している。

この試験で得られる限界変形速度は凝固割れの停止時のものであり、凝固割れの発生挙動と停止挙動の関係が不明であるために本試験法における限界変形速度と凝固割れ発生時の限界歪速度あるいは5.2.3 のLTP 割れ試験法で述べた凝固割れ発生時の限界変形速度が必ずしも同一ではない問題がある。このため本試験法は凝固割れの発生に関する試験法としては必ずしも合理的とはいえない。

5.2.5 FISCO 溶接割れ試験法

この試験法はH. M. Schnadt⁸³⁾によって開発された自拘束割れ試験法である。JIS Z 3155ではC形ジグ拘束突合せ溶接割れ試験法¹⁸⁾として規定され、ステンレス鋼、Al合金等に対する溶接棒の割れ試験に用いられている。この試験法の原理¹⁸⁾はまず一对の突き合わせ試験片をC形のジグへ挿入し、ボルトで固定する。そして試験溶接後、溶接部を長手方向に強制破断させて、その破面について割れの有無および長さを測定する。なお、発生する割れには凝固割れ以外の高温割れもあるため破面を確認する必要がある。割れ感受性指標としては割れ率を用いる。

この試験法は自拘束割れ試験であるため、試験片に付加される歪速度は限界歪速度程度に遅いと考えられる。したがって、これは実際の溶接施工における変形条件を再現していることから溶接施工に対応した試験法として優れていると考えられる。しかし、この試験では試験片の角変形および熱膨張を拘束するためのボルト締め付けが試験片の拘束状態を決める重要な工程であるが、この点を均一にすることでやや問題がある。また、拘束は自拘束特有の母材の収縮および膨張も加味されるので、母材の選定も重要な要因となる。さらに、変形量および変形速度を任意に変化させることは容易ではないことに問題がある。

5.2.6 Houldcroft 割れ試験法

この試験法はP. T. Houldcroft¹⁹⁾によって開発された薄板用の自拘束割れ試験法である。この試験法の原理については4.2.3 およびFig. 4.1で述べた。なお、本来の試験ではFig. 4.1のスリットの浅い方から溶接を開始する。そして、発生した割れの長さあるいは割れ率で割れ感受性を評価する。この場合も凝固割れ以外の高温割れが発生するため、破面観察により凝固割れを確認する必要がある。4.5 で述べたようにこの試験法での凝固割れの発生時の歪速度は限界歪速度付近であったこと

から、この試験法は原理的には溶接施工を想定した合理的な割れ試験法であるといえる。しかし、この試験法は試験片の回転変形により割れを発生させるものであり、これは5.2.4 の可変変形速度割れ試験法と同様な変形付加方式である。このため材料によっては凝固割れ発生時の限界歪速度と停止時の限界変形速度が同一でない場合も考えられ、単純に割れ長さのみで凝固割れ感受性を評価するには注意する必要がある。これについては、4.2.3 で述べたように試験片端部における凝固割れの発生時の変形速度を測定することは一つの有効な方法であると考えられる。

また、この試験では変形量および変形速度を任意に、かつ正確に変化させることは容易ではなく、またこのため再現性も必ずしもよくないという問題点がある。

5.2.7 拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた引張型高温割れ試験法

3.3.3 で述べたようにこの試験法はY.C. Zhang ら^{54, 55)}によって最近開発されたものである。拘束緩和式U型高温割れ治具（以下、U型高温割れ治具と称す）は拘束板および試験片を拘束させるための2個の拘束梁より構成されている。この試験法の原理^{54, 55)}はまず、(i) 圧縮荷重 F を拘束梁の上端に与えて、拘束梁に初期弾性たわみ（以下、初期たわみと称す） $d_0/2$ を生じさせる。そして拘束梁の上端部に試験片を溶接により固定する。その後、(ii) F を除荷してから試験片表面に試験溶接 (GTAW)を行なう。試験溶接中には試験片の温度上昇により強度が低下するため試験片には引張変形が付加され、凝固割れが発生することになる。しかし、この試験法では試験前にU型高温割れ治具に圧縮荷重を毎回付加する不便さがある。

この試験法は外部から拘束を加えるが、自拘束試験と類似の変形挙動を示す特徴を持つ。また、この方法では外部拘束の程度を変化させるこ

とにより変形速度もある程度に変化でき、かつその変形速度を容易に測定することが可能である。したがって、凝固割れの発生時の最低の変形速度あるいは歪速度を測定すれば、この試験法は実際の溶接施工を想定した場合の材料間の凝固割れ感受性を評価するには適した方法であると考えられる。

5.3 MISO法によるミクロ的凝固割れ感受性指標と歪ゲージ測定法によるマクロ的凝固割れ感受性指標の相関性

本節では5.2 で述べた試験法のうち変形速度を変化できると共に変形速度を容易に測定できるU型高温割れ治具を用いて、引張型高温割れ試験を行ない、MISO法を適用してミクロ的な凝固前面付近の歪速度を測定し、また同時に、溶接部から離れた位置での歪ゲージによるマクロ的な変形速度も測定した。そしてこれら両者を比較し、両者の相関性について検討した。これによりミクロ的凝固割れ感受性指標である限界歪速度をマクロ的な変形速度によっても測定できるかどうかについて検討を行った。

5.3.1 使用材料および実験方法

(1) 使用材料

使用した材料は市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S 3種類である。その化学組成をTable 5.1 に示す。板厚はいずれも2mm である。

(2) 拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた引張型高温割れ試験法

U型高温割れ治具による引張試験の原理^{54, 55)}については5.2.7 で述

Table 5.1 Chemical compositions for material used

Material	Item	Chemical composition (wt%)							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Stainless steel	SUS310S (A)	0.068	0.81	1.17	0.017	<0.001	24.56	19.22	0.02
	SUS310S (B)	0.052	0.75	1.12	0.016	0.001	25.02	19.15	0.01
	SUS310S (C)	0.045	0.68	1.16	0.016	0.003	24.71	19.28	0.01

べたとおりである。なお、3.3.3 で述べたU型高温割れ治具を用いた急速引張試験法は試験溶接中に任意の時点でF を急速に除荷することにより、試験片に引張変形を急速に付加するものであり、この点が本章の試験方法と異なる。

本章で用いたU型高温割れ治具の形状および寸法をFig. 5.1 (a) および (b) に示す。治具の材料としては高い耐力を利用できるHT-80 を用いた。この治具において、最大初期負荷荷重は約20kN、拘束梁の最大初期たわみは約5mm が可能である。また、拘束梁への試験片の固定はまずFig. 5.1 (b) に示すように拘束梁の上部にL形鋼をボルトで固定し、その上部に溶接により行なった。さらに初期たわみおよび溶接中の任意の時点におけるたわみの測定は3.3.3 と同様に歪ゲージを設置して行なった。なお、U型高温割れ治具を弾性限内で使用しているため歪ゲージの歪と初期たわみは良好な直線関係にあった。

つぎに、U型高温割れ治具にMISO法を適用する場合の各装置の配置状況をFig. 5.2に示す。撮影には16mm高速度カメラを用い、フィルム送り速度は5017/s、一部3017/s、フィルム感度はISO 400 およびフィルム倍率は1.5 倍とした。

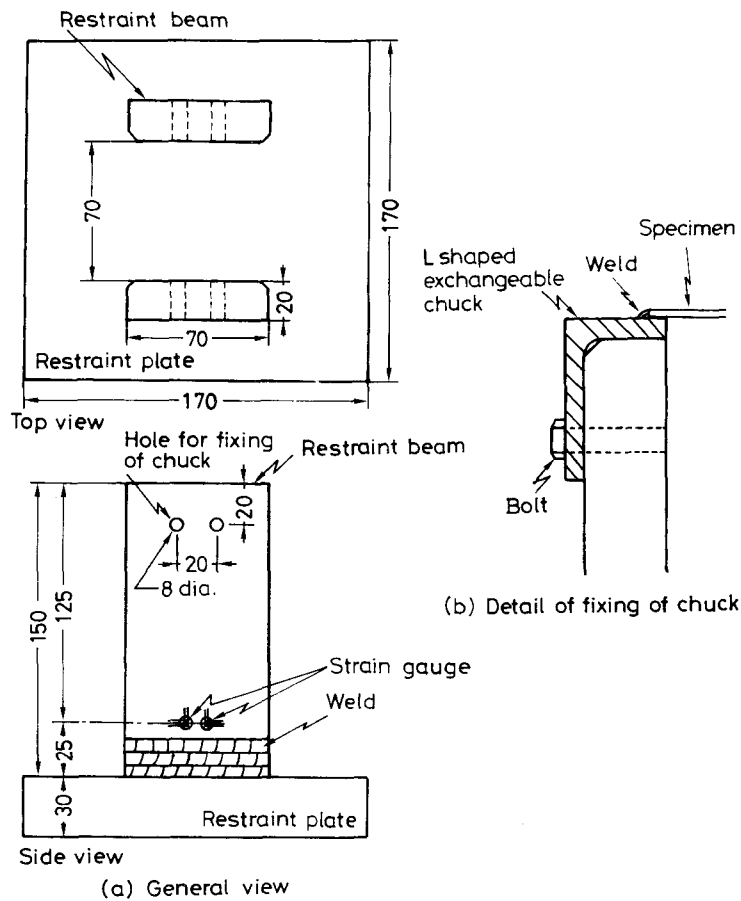


Fig. 5.1 Shape and size of U-form hot cracking device used

試験手順について以下に述べる。Fig. 5.3 (a) および (b) に上側から見たU型高温割れ治具へのL形鋼の取り付け状況、L形鋼への試験片の取り付け状況および試験片の形状、寸法を示す。試験片の寸法は120 長×85幅×2 厚 (mm)の矩形である。まず、5.2.7 で述べた原理に従って万力を用いて拘束梁の上部に荷重を与えて、初期たわみを生じさせた。そして拘束梁の上部に取り付けたL形鋼の上に試験片を溶加材なしのGTA

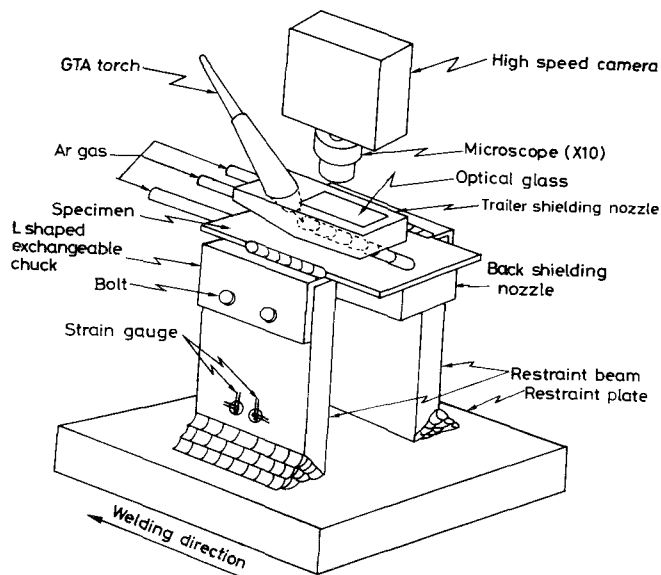
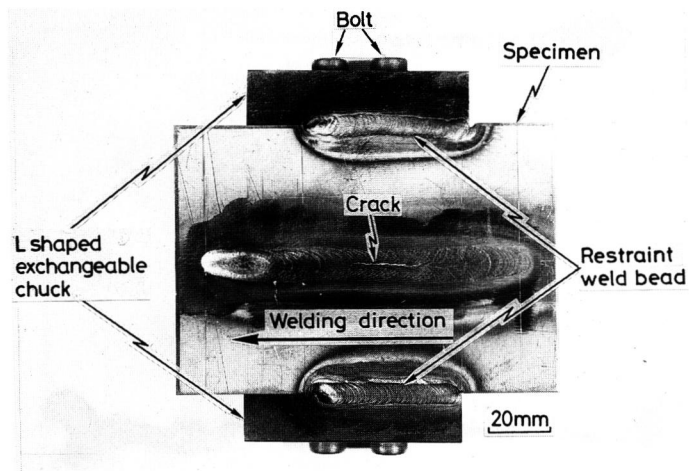


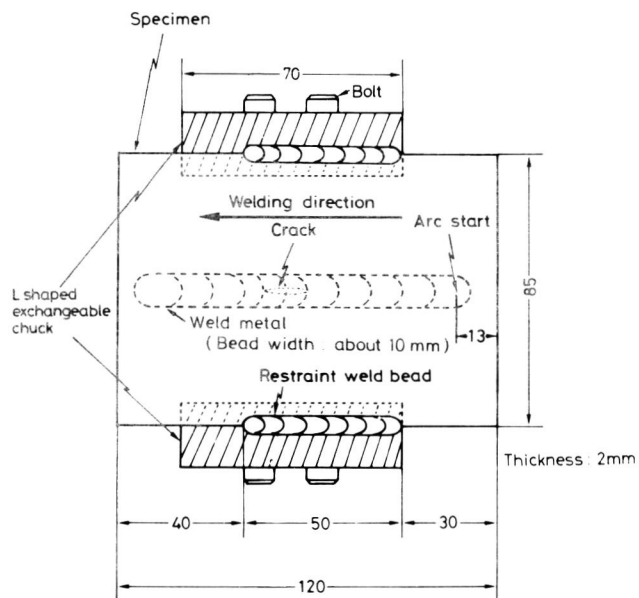
Fig. 5.2 Schematic illustration of device for MISO technique utilizing tensile cracking test with U-form hot cracking device

溶接法 (DCEN) により溶接を行なった（以下、拘束溶接と称す）。拘束溶接部の長さは50mmとした。またその溶接条件は溶接電流100A、アーク電圧15V、溶接速度0.83mm/sである。

拘束溶接後、万力をはずし試験溶接を行なった。溶接法は溶加材なしのGTA溶接法 (DCEN) であり、溶接条件は溶接電流70A、アーク電圧14V、溶接速度0.83mm/sである。試験溶接では試験片端部でのビードの溶け落ちを防止するため試験片端部から13mmの位置でアークを発生させ、ビード幅を一定にするため3秒間保持してから台車をスタートさせ



(a) Setting specimen to L-shaped exchangeable chuck



(b) Shape and size of specimen

Fig. 5.3 Configuration of specimen and its setting to L-shaped exchangeable chuck for tensile cracking test with U-form hot cracking device

た。これによりビード幅約10mmの2次元ビードを得た。ただしMISO法でのカメラの配置の観点からGTA トーチを固定し、U型高温割れ治具を台車で移動させた。また試験溶接中の歪ゲージの出力は動歪計を通し、自動平衡型ペンレコーダに記録してたわみ d を測定した。そして任意の時点での前後0.5秒間の d の変化から平均の変形速度 $\dot{d}$ を測定した。 d は初期たわみおよび時間に依存して変化するが、本章では最大でも約0.03 mm/sと低い速度を採用した。凝固割れはすべて縦割れであった。

そして、MISO法を適用して測定される凝固割れの発生時の歪速度と第4章まで行なってきた引張型高温割れ試験で測定した限界歪速度を比較するため、引張型高温割れ試験を行ない限界歪速度を測定した。試験片の形状および寸法は3.3.1で述べたものと同一とし、溶接法、溶接条件、試験手順、C.H.S.および撮影方法も4.2.2で述べたものと同一とした。

5.3.2 拘束緩和式U型高温割れ治具を用いた引張型高温割れ試験における凝固割れの発生状況

SUS310S(C)に対して種々の初期たわみ d_0 を与えたときの拘束溶接部付近での凝固割れの発生状況をFig. 5.4(a), (b), (c) および(d)に示す。初期たわみ d_0 が1.7mmでは凝固割れは発生しなかったが、それ以上の d_0 では凝固割れが発生した。凝固割れは拘束溶接部を施した範囲内で発生し始めており、すべて縦割れであって d_0 の増加と共に割れ長さは長くなっていった。そして、(d)の $d_0=3.0$ mmの場合では凝固割れはクレータにまで達していた。

つぎに、上記の d_0 での溶接開始からの時間 t と歪ゲージにより求めた拘束梁のたわみ d の関係をFig. 5.5に示す。なお、図中の破線は凝固割れが発生しなかった場合の d の時間変化および実線は凝固割れが発生し

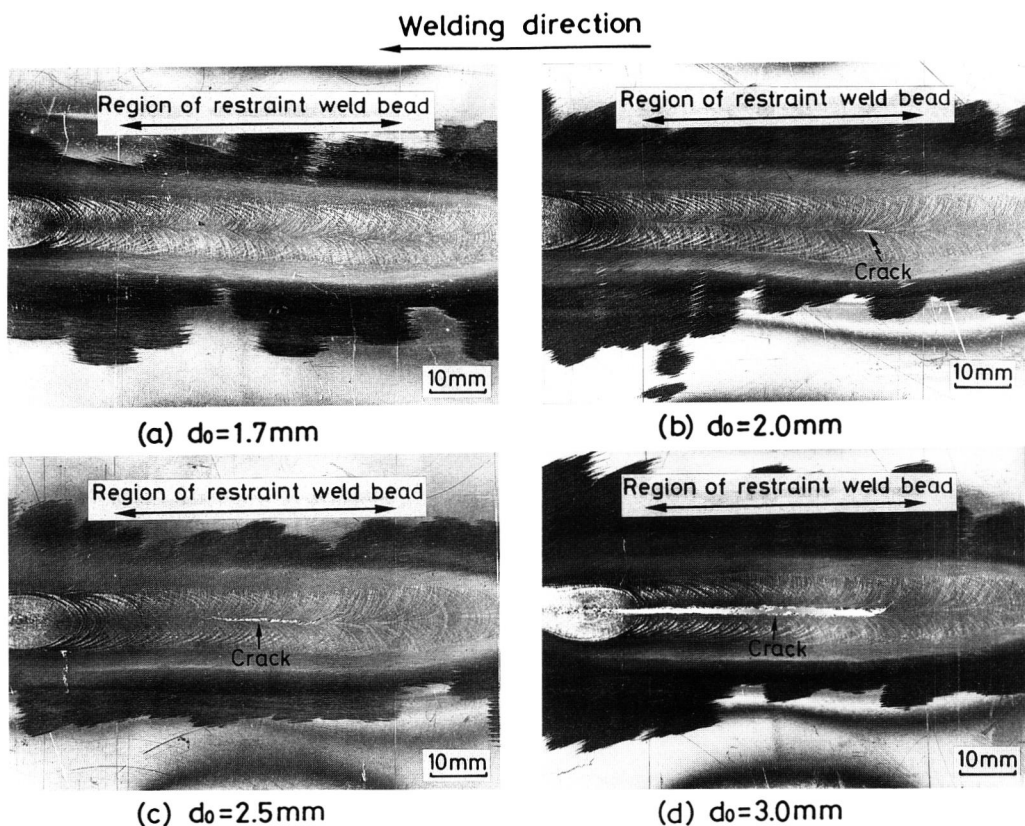


Fig. 5.4 Appearance of cracks in tensile cracking test with U-form hot cracking device

た場合の d の時間変化を示したものである。まず、凝固割れが発生しなかった場合には溶接開始後、時間の経過と共にたわみ d は減少した。そして $t=95\text{s}$ 以降では、後に述べるが、試験片の冷却に伴う試験片の熱収縮および強度の回復により d は徐々に増加した。つぎに凝固割れが発生した場合、時間経過に伴い d は減少するが、 $d_0=2.0$ および 2.5mm では $t=105\text{s}$ 程度から d はわずかに増加した。しかし、 $d_0=3.0\text{mm}$ では溶接終了まで d は減少し続けたが、これは Fig. 5.4(d) に示したように凝固割れはクレータにまで達していたためと考えられる。

また後に述べるが、本研究で使用した試験片および溶接と拘束条件範

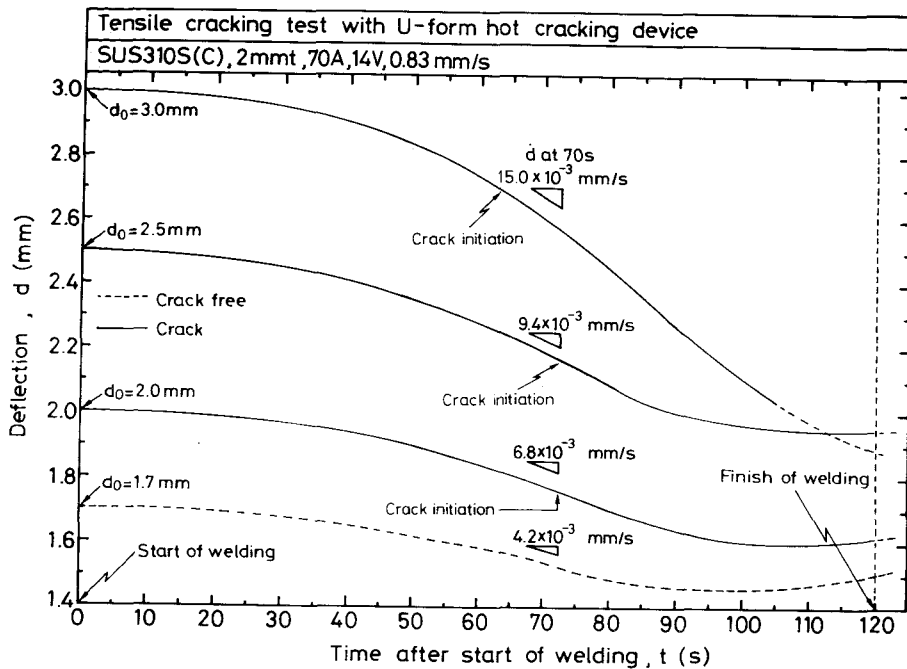


Fig. 5.5 Change of deflection and deformation rate with time after start of welding in tensile cracking test with U-form hot cracking device

図内ではどのような d_0 でも凝固割れが発生し始める時点は一般に $t=60\sim 70\text{s}$ 付近であり、この時点での変形速度 $\dot{d}$ は図中に示したように d_0 の上昇と共に増加した。また、凝固割れが発生しなかった場合も含めて図中の d_0 の最大と最小は1.7 倍しか変わらないにもかかわらず、 $\dot{d}$ は最大と最小では3.3 倍異なっていた。このように本章で用いたU型高温割れ治具および試験条件ではわずかに d_0 を変化させることにより変形速度はより大きく変化した。

5.3.3 ミクロ的変形挙動とマクロ的変形挙動の相関性

SUS310S(C) に対して凝固割れが発生しない条件 ($d_0=1.7\text{mm}$) および凝固割れが発生する条件 ($d_0=2.0, 2.5\text{mm}$) で試験を行なった場合の溶接開始からの時間 t と MISO 法により測定された凝固前面付近での歪速度 $\dot{\epsilon}$ の関係をまとめて Fig. 5.6 に示す。凝固割れが発生しない条件での $\dot{\epsilon}$ は破線で示したように時間の経過と共に増加していき、 $t=70\text{s}$ 付近で最大値を示し、さらに時間が経過すると $\dot{\epsilon}$ は減少していった。そして、実線で示した凝固割れが発生する条件での $\dot{\epsilon}$ は凝固割れが発生しない場合と同

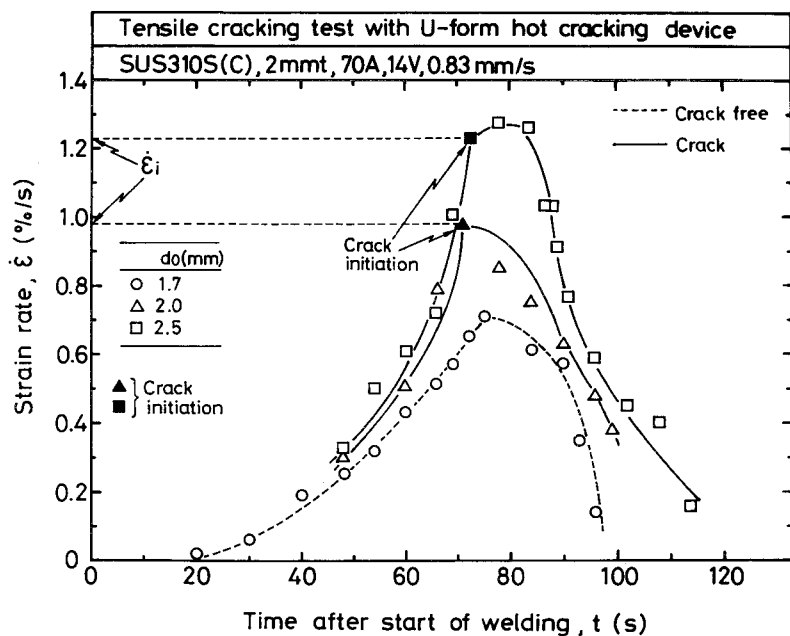


Fig. 5.6 Relation between time after start of welding, t and strain rate, $\dot{\epsilon}$ ($d_0=1.7, 2.0, 2.5\text{mm}$)

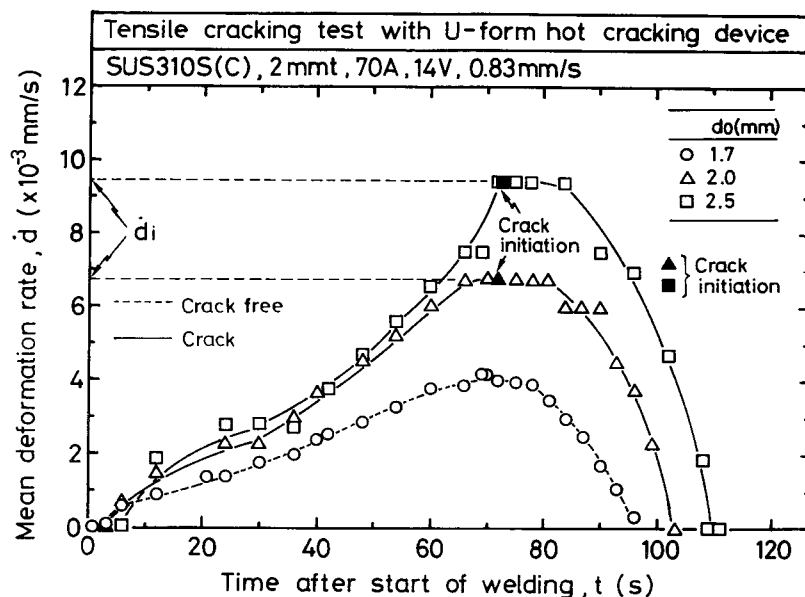


Fig. 5.7 Relation between time after start of welding, t and mean deformation rate, $\dot{\epsilon}$ ($d_0=1.7, 2.0, 2.5$ mm)

様に $\dot{\epsilon}$ は時間経過と共に増加し、凝固割れが発生し始める時点で各 $\dot{\epsilon}$ はほぼ最大となった。この凝固割れの発生時の歪速度を $\dot{\epsilon}_i$ とした。その後、時間の経過と共に $\dot{\epsilon}$ は減少していった。ここで d_0 の増加と共に $\dot{\epsilon}_i$ は増加することが注目できる。

つぎに、上記の Fig. 5.6 と同一条件における溶接開始からの時間 t と歪ゲージによるマクロ的平均変形速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を Fig. 5.7 に示す。凝固割れが発生しない条件での $\dot{\epsilon}$ は破線で示したように時間の経過と共に増加した。そして $t=70$ s 付近で最大となった後、減少した。また、実線で示した凝固割れが発生する条件での $\dot{\epsilon}$ は時間の経過と共に増加し、凝固

割れが発生し始める時点で各 $\dot{\alpha}$ は最大となった。この凝固割れの発生時の平均変形速度を $\dot{\alpha}_i$ とした。その後、時間の経過と共に $\dot{\alpha}$ は減少した。さらに、 d_0 の増加と共に $\dot{\alpha}_i$ は増加した。したがって、Fig. 5.6と 5.7を比較した場合、凝固割れの発生の有無に関係なく $\dot{\epsilon}$ の挙動は $\dot{\alpha}$ の挙動とよく一致していた。

なお、 $\dot{\epsilon}$ と $\dot{\alpha}$ の挙動は次のように説明できよう。すなわち溶接の開始によって形成される熔融池は強度がなく、またその周囲も強度は極めて弱いため試験片の平均強度は低下し、そのため拘束梁の復帰力が勝って試験片には引張変位が増加し始める。ただし引張変位が増加することは d の減少を意味しているため、拘束梁の復帰力は減少する。しかし $t=70\text{s}$ までは $\dot{\epsilon}$ および $\dot{\alpha}$ が増加していくということは、 d の減少によって拘束梁の復帰力が減少する以上に溶接の進行による試験片の平均強度の低下が大きかったことを示唆している。いっぽう、溶接長がさらに長くなると熔融池からある程度以上後方にある溶接金属とHAZ部では強度が回復するため、 $\dot{\epsilon}$ および $\dot{\alpha}$ が低下してくるはずであり、それが $t=70\text{s}$ 以降の挙動に対応していると考えられる。さらにこの状況が進行すれば熱収縮しようとする力が拘束梁の復帰力に勝って $\dot{\epsilon}$ および $\dot{\alpha}$ は負となる。これがFig. 5.5の $t=95\text{s}$ 以降の部分に対応していると考えられる。

以上のことから、MISO法で測定される歪速度 $\dot{\epsilon}$ とマクロ的変形速度 $\dot{\alpha}$ は凝固割れの発生までの変形挙動を解析する上ではほぼ良好な対応関係にあると判断できる。

5.3.4 凝固割れの発生に必要な限界歪速度とマクロ的に測定できる限界変形速度の相関性

5.3.3より凝固割れの発生時までの歪速度と変形速度はほぼ良好な対応関係にあることがわかった。いっぽう、4.4において低歪速度条件下

では限界歪 ε_{ic} に比べて限界歪速度 $\dot{\varepsilon}_{ic}$ が材料間の凝固割れ感受性をより明確に評価できることを明らかにした。そこで本項では、限界歪速度を求めてこのときの歪ゲージによる変形速度を限界変形速度とし、材料間での両者の相関性を検討した。これによりマクロ的に測定される限界変形速度の適用性を明確にしようとした。

SUS310S(C) に対して種々の初期たわみ d_0 を与えたときの d_0 と凝固割れの発生時の歪速度 $\dot{\varepsilon}_i$ の関係を Fig. 5.8 に示す。なお、図中の○印は d_0 が 2.0mm 未満で凝固割れが発生しなかった場合のものであり、その縦軸には試験中の歪速度の最大値 $(\dot{\varepsilon})_{\max}$ を表示した。これによれば $\dot{\varepsilon}_i$ は d_0 と

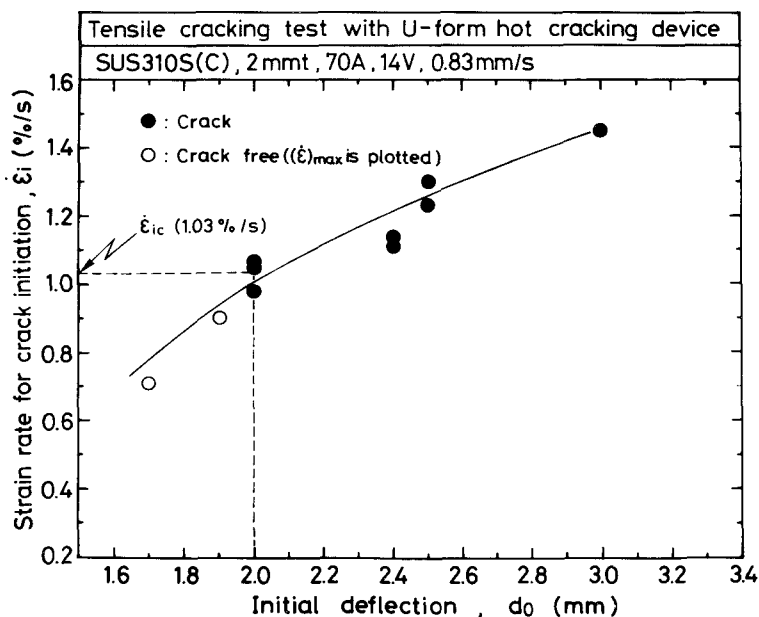


Fig. 5.8 Relation between initial deflection, d_0 and strain rate for crack initiation, $\dot{\varepsilon}_i$

共に増加しており、 d_0 の増加は割れ試験中の各時点での歪速度の増加を意味しているから、 $\dot{\epsilon}_i$ は歪速度 $\dot{\epsilon}$ と共に増加することになる。これは第4章で得られた傾向と全く同一である。したがって凝固割れが発生するかしないかの限界、すなわち図では $d_0=2.0\text{mm}$ における $\dot{\epsilon}_i$ が第4章で述べた限界歪速度 $\dot{\epsilon}_{ic}$ に対応することにより、これを $d_0=2.0\text{mm}$ における $\dot{\epsilon}_i$ の平均値として求めれば、 $\dot{\epsilon}_{ic}=1.03\%/s$ となる。いっぽう、このSUS310S(C)に対して第4章とまったく同一の引張型高温割れ試験を行なった結果、 $\dot{\epsilon}_{ic}=1.06\%/s$ となり、両者はよく一致した。

Fig. 5.8と同一条件における d_0 と凝固割れの発生時の歪ゲージによる変形速度 $\dot{d}_i$ の関係をFig. 5.9に示す。図中の○印は d_0 が 2.0mm 未満で凝

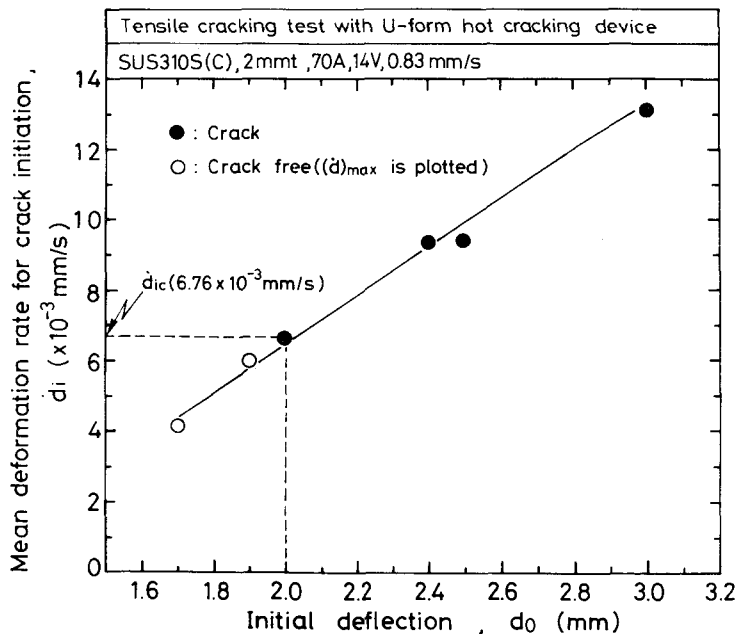


Fig. 5.9 Relation between initial deflection, d_0 and mean deformation rate for crack initiation, $\dot{d}_i$

固割れが発生しなかった場合のものであり、その縦軸には試験中の変形速度の最大値 $(\dot{d})_{\max}$ を表示した。これによれば $\dot{d}_i$ は d_0 と共に増加しており、これは Fig. 5.8 と同様の傾向である。ここで、凝固割れが発生するかしないかの限界、すなわち図では $d_0=2.0\text{mm}$ における $\dot{d}_i$ を限界変形速度 $\dot{d}_{ic}$ として求めると、 $\dot{d}_{ic}=6.76 \times 10^{-3}\text{mm/s}$ となる。

Fig. 5.10 はこれら $\dot{\epsilon}_i$ と $\dot{d}_i$ の関係を示したものであり。○印の意味はすでに述べたとおりである。これによれば $\dot{\epsilon}_i$ と $\dot{d}_i$ は良好な対応関係にあることがわかる。

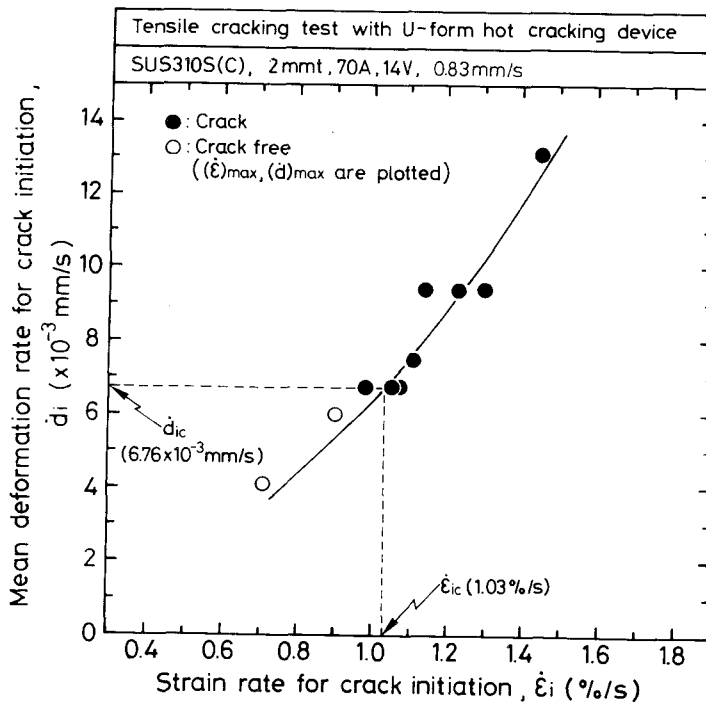


Fig. 5.10 Correlation between strain rate for crack initiation, $\dot{\epsilon}_i$ and mean deformation rate for crack initiation, $\dot{d}_i$

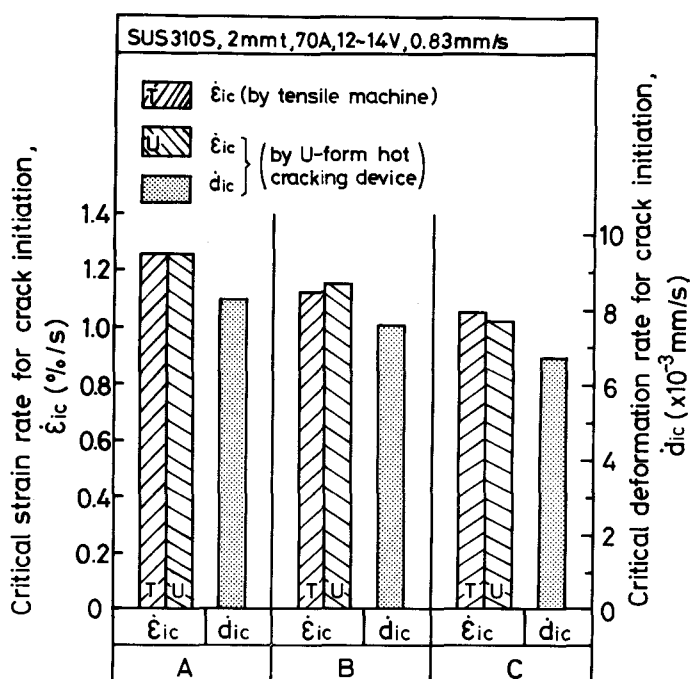


Fig. 5.11 Relation between critical strain rate for crack initiation, $\dot{\epsilon}_{ic}$ and critical deformation rate for crack initiation, $\dot{\gamma}_{ic}$

つぎにFig. 5.11 は、用いた3種類のSUS310S (A)、(B) および (C) について上記の方法で測定した $\dot{\epsilon}_{ic}$ と $\dot{\gamma}_{ic}$ をまとめて示したものである。図中、T印およびU印はそれぞれ引張型高温割れ試験法およびU型高温割れ治具を用いた引張型高温割れ試験法で測定した $\dot{\epsilon}_{ic}$ を示しており、両者はよく一致していてこれらの値は材料A、BおよびCの順に低下していくことがみられる。言い換えれば凝固割れ感受性はA、B、Cの順に高くなっている。いっぽう、 $\dot{\gamma}_{ic}$ 印は $\dot{\gamma}_{ic}$ を示しており、 $\dot{\gamma}_{ic}$ もA、B、Cの順に低下している。したがって、マクロ的凝固割れ感受性指標である

$\dot{\epsilon}_{ic}$ はミクロ的凝固割れ感受性指標である $\dot{\epsilon}_{ic}$ と同様に、規格上は同一材であってもロット番号等の違いによる凝固割れ感受性のわずかな違いに対しても良好に判別できる指標であるといえる。

さらに、 $\dot{\epsilon}_{ic}$ はFig. 5.9のように d_0 を種々変化させて凝固割れが発生しなくなる限界付近の $\dot{\epsilon}_i$ として容易に求めることができる。

5.4 結 言

本章では、まず第3章および4章の結果に基づいて各種凝固割れ試験法の原理について考察を加えた。そして、このうち凝固割れを再現よく発生でき、かつ初期たわみを変化させることにより変形速度もある程度変化できる拘束緩和式U型高温割れ治具（U型高温割れ治具）を用いて引張型高温割れ試験を3種類の市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S に対して行ない、ミクロ的変形挙動とマクロ的変形挙動の相関性およびミクロ的凝固割れ感受性指標とマクロ的凝固割れ感受性指標の相関性について検討した。なお、ミクロ的変形挙動を表わす指標としてはMISO法によって測定した歪速度を用いた。マクロ的変形挙動を表わす指標としては試験片端部の変形速度を用いた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 第3章および4章の結果に基づいた凝固割れの発生機構から考察すると、現在実用されている外部拘束型凝固割れ試験法の内では凝固割れ感受性指標として限界変形速度を求めているLTP 割れ試験法が溶接施工を想定した凝固割れ試験法として優れた方法であるといえることがわかった。さらに、他の試験法もそれぞれ評価する凝固割れ感受性指標を注意すれば、十分良好な試験法として有効であることがわかった。

(2) U型高温割れ治具による試験において、ミクロ的変形挙動を表わす歪速度およびマクロ的変形挙動を表わす変形速度は同様の挙動を示

し、ほぼよい対応関係にあった。

(3) 溶接施工を想定した場合、MISO法によるミクロ的凝固割れ感受性指標としては4.4 および4.5 で述べたようにそれ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度が重要であり、これによって材料間の凝固割れ感受性が比較できるが、マクロ的凝固割れ感受性指標としては凝固割れが発生するか否かの限界の初期たわみにおける限界変形速度が上記の限界歪速度と同一の傾向を示し、材料間の凝固割れ感受性の差を敏感に表わす指標として使用できることがわかった。

第 6 章 総 括

本研究は溶接中の凝固現象および凝固割れに対して、新しく考案した動的直接観察法により凝固前面現象および凝固割れの発生挙動およびその特徴を基礎的に解明したものであり、また凝固割れの発生時の限界歪の測定を行なうことにより材料間の凝固割れ感受性を評価し、限界歪に及ぼす溶接速度および歪速度の影響について検討したものである。

本研究で得られた結果は各章において詳しく述べたが、本章では主要な結果を以下で総括する。

第 1 章は緒論であり、凝固現象および凝固割れにおける従来の研究経過および問題点について考察することにより、本研究の必要性およびその目的について述べた。

第 2 章においては、溶接中の凝固現象および凝固割れの発生挙動を検討するため、光学顕微鏡と高速度カメラを用いて動的に直接観察し、かつ解析する動的直接観察測定 (MISO) 法を考案した。そして、市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S、Ni 系合金インコネル 600 および C 含有量を約 0.02~0.5% 間で変化させた試作の炭素鋼ならびに市販の機械構造用鋼 S35C に対して MISO 法を適用することにより、凝固前面の挙動および引張型高温割れ試験における凝固割れの発生および伝播挙動とその特徴を検討した。また凝固理論に基づいた検討も行なった。得られた結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) 新しく動的に直接観察できる MISO 法により、溶接中の凝固前面近傍のセル状樹枝状晶および柱状晶粒界を明瞭に観察することができた。また凝固前面ではセル状樹枝状晶の 1 次枝および 2 次枝の発生と進展状況も観察できた。

(2) MISO 法による観察により判断される見かけの固液共存域は狭く、

上記の材料では約10～40℃であった。これは凝固脆性温度領域 (BTR) を真の固液共存域とした場合の約15～35% であった。この結果および凝固理論の立場から判断すると、固相は凝固の初期段階で急速に発達すると考えられた。

(3) クロスヘッド・スピードを10mm/sとした引張型高温割れ試験にMISO法を適用することにより、凝固割れの発生および伝播挙動を明瞭に観察することができた。凝固割れはBTR 中でのその高温側すなわち凝固前面から約 $\frac{1}{2}$ の付近で発生し始め、その後、凝固割れは高温側および低温側へと伝播した。また破面観察からはその発生位置はType D-Fの領域であった。このTypeD-F の領域は残留融液が液膜状の段階であった時期と考えられる。

(4) 上記のType D-Fの領域より高温側の領域および低温側の広い領域で凝固割れが発生し始めることはみられなかった。これは、高温側では残留融液が多量に存在しているため、また低温側では固相の結合がかなり進展して残留融液が極めて局在した液滴段階であるためと考えられた。

(5) 上記の実験的結果に基づき、凝固割れ機構について従来一般に説明されてきた“Generalized theory”について、一部修正して新しい概念を提案した。これはStage 1 および 2の領域を高温側でのごくわずかに限られた領域とし、Stage 3 を凝固割れの発生する領域 (Stage 3 (h)) と凝固割れの伝播のみをする領域 (Stage 3 (l)) に分けたものである。

第3章においては、MISO法による凝固割れの発生および伝播中の限界歪および歪の測定法について検討した。そして、試作の炭素鋼、市販のSUS310S、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304L、フェライト系ステンレス鋼SUS430および機械構造用合金鋼SNM420 に対する急速引張型高温割れ試験にこの方法を適用し、各材料の延性曲線の作成も行なった。

さらに、凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす溶接速度の影響について検討した。得られた結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) 撮影されたフィルムにおいて見られるビード表面上の斑点模様を標点として選び、その標点間距離を適切な範囲(1.0～2.0mm)で選ぶことにより、凝固割れの発生および伝播中の限界歪および歪を再現性よく測定できた。

(2) MIS0 法によって測定された凝固割れが発生し始める時点での限界歪はTrans-Varestraint 割れ試験で $t/2R$ によって測定される限界歪より大きい値を示した。また、MIS0法の観察装置をTrans-Varestraint 割れ試験に適用して測定された限界歪はMIS0法を引張試験に適用した場合の限界歪とはほぼ同じ値を示したことより、付加歪は溶融池後端のビード中央部に集中することが示唆された。したがって、MIS0法による限界歪測定法はミクロ的な歪を測定する点においてより凝固割れ感受性を精度よく評価する方法であることが判明した。

(3) また、各材料の凝固割れの発生時の限界歪と発生温度および凝固割れの伝播中の歪と温度の関係を求めて、延性曲線を精度よく作成できた。そして、試作の炭素鋼および各種ステンレス鋼について延性曲線を作成した。

(4) 溶接速度の増加に伴って凝固割れの発生時の限界歪は低下するが、溶接速度が5mm/s 以上ではほぼ一定となった。これは主として溶接速度の増加に伴う柱状晶の成長形態の変化による標点間距離内に存在する柱状晶粒界の個数が減少することに起因していると考えられた。

第4章においては、試作の炭素鋼、市販のSUS310S、SUS304L、SUS430およびインコネル600 に対して引張型高温割れ試験を行ない、凝固割れの発生時の限界歪に及ぼす歪速度の影響について検討した。さらに凝固割れの発生時の限界歪速度について検討を行なった。また、溶接

施工における歪速度を推定するため、Houldcroft型割れ試験における凝固割れの発生時の歪速度を測定した。さらに引張型高温割れ試験、Trans-Varestraint 割れ試験および固液共存域に再加熱した溶接金属に対する再現高温延性試験を行ない、凝固割れの発生に及ぼす粒界すべりの影響について検討した。得られた結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) 凝固割れの発生時の限界歪は歪速度依存性を示し、限界歪は歪速度の増加と共に上昇する。

(2) 限界歪の歪速度依存性は割れ難い材料ほど大きい傾向にある。

(3) 高歪速度で測定される限界歪は材料間の凝固割れ感受性を明確に評価できる。

(4) 低歪速度で測定される限界歪は材料間の凝固割れ感受性を明確に評価できないが、この場合にはそれ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度によって上記(3)の限界歪と同程度あるいはそれ以上に明確に評価できる。

(5) Houldcroft 型割れ試験における凝固割れの発生時の歪速度は上記の限界歪速度と同程度に遅い。さらに、溶接施工における歪速度も一般に(4)の限界歪速度と同程度に遅いと推定された。

(6) (4) および(5)の結果より、溶接施工を想定した場合の材料間の凝固割れ感受性を評価する指標としては、限界歪速度が最も適していると考えられる。

(7) 凝固割れの発生し得る限界程度に遅いクロスヘッド・スピードないしは歪速度において凝固中の柱状晶粒界でも粒界すべりが生ずることを明らかにした。しかし、急速引張型高温割れ試験や一般のTrans-Varestraint 割れ試験のように歪速度が速い場合には粒界すべりはほとんど観察されなかった。

(8) 溶接金属を固液共存域に再加熱して引張試験を行なうことにより、粒界すべりによる変形量の総変形量に対する寄与率を測定した結果、(7) で述べた限界程度のクロスヘッド・スピードでの寄与率は約 0.2 であった。

(9) (5)、(7)および(8)の結果より、多くの実際の溶接施工条件での凝固割れの発生には粒界すべりが主要な役割を演じていると推測された。

(10) (1)、(2) および(3)の現象は総歪に対する粒界すべりの寄与という観点から説明できた。

第5章においては、まず第3章および4章の結果に基づいて各種凝固割れ試験法の原理について考察を加えた。そして、このうち凝固割れを再現よく発生でき、かつ初期たわみを変化させることにより変形速度もある程度変化できる拘束緩和式U型高温割れ治具（U型高温割れ治具）を用いて引張型高温割れ試験を3種類の市販の完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310S に対して行ない、ミクロ的変形挙動とマクロ的変形挙動の相関性およびミクロ的凝固割れ感受性指標とマクロ的凝固割れ感受性指標の相関性について検討した。なお、ミクロ的変形挙動を表わす指標としてはMISO法によって測定した歪速度を用いた。マクロ的変形挙動を表わす指標としては試験片端部の変形速度を用いた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 第3章および4章の結果に基づいた凝固割れの発生機構から考察すると、現在実用されている外部拘束型凝固割れ試験法の内では凝固割れ感受性指標として限界変形速度を求めているLTP 割れ試験法が溶接施工を想定した凝固割れ試験法として優れた方法であるといえることがわかった。さらに、他の試験法もそれぞれ評価する凝固割れ感受性指標を注意すれば、十分良好な試験法として有効であることがわかった。

(2) U型高温割れ治具による試験において、ミクロ的変形挙動を表わす歪速度およびマクロ的変形挙動を表わす変形速度は同様の挙動を示し、ほぼよい対応関係にあった。

(3) 溶接施工を想定した場合、MISO法によるミクロ的凝固割れ感受性指標としては4.4 および4.5 で述べたようにそれ以下の歪速度では凝固割れが発生し得ない限界歪速度が重要であり、これによって材料間の凝固割れ感受性が比較できるが、マクロ的凝固割れ感受性指標としては凝固割れが発生するか否かの限界の初期たわみにおける限界変形速度が上記の限界歪速度と同一の傾向を示し、材料間の凝固割れ感受性の差を敏感に表わす指標として使用できることがわかった。

第6章では本研究で得られた諸結果を総括した。

謝 辞

本研究は、大阪大学大学院工学研究科博士課程において、大阪大学溶接工学研究所教授松田福久博士の御指導と御教示を賜って遂行し得たものである。

本論文をまとめるにあたり、大阪大学溶接工学研究所教授圓城敏男博士、大阪大学工学部生産加工工学科教授向井喜彦博士および同教授中尾嘉邦博士より有益な御指示と御討論をいただいた。

また、本研究を進めるにあたり、大阪大学溶接工学研究所助手中川博二博士に終始懇切な御指導と御討論をいただいた。さらに、大阪大学溶接工学研究所助教授牛尾誠夫博士、同助手中田一博先生および片山聖二博士より種々の御助言と御激励をいただいた。

さらに、芝浦工業大学金属工学科教授橋本達哉博士および同助手横田武男先生より種々の御激励をいただいた。

実験の遂行にあたっては、大阪大学溶接工学研究所技官塔本健次氏、久留米工業高等専門学校本田義興先生、大阪大学大学院修士課程卒業生空田和彦氏、甲元宏明氏、森本裕氏、上山智之氏、鳥海誠氏、近畿大学卒業生加治佐伸也氏、右田雅博氏、高松照明氏、大阪工業大学卒業生牧康司氏および多くの卒業生ならびに研究室の学生各位から多大の御協力をいただいた。また、試料の作製等にあたっては、新日本製鐵㈱第二技術研究所、日本ステンレス㈱、三菱重工業㈱および住金溶接工業㈱の関係各位より多大の御援助をいただいた。

本論文を終えるにあたり、これらの方々に心から厚く御礼を申し上げます。

参 考 文 献

- 1) F. Matsuda et al : Trans. JWRI, Vol. 16 (1987), No. 2, p. 103.
- 2) W. S. Pellini : Foundry, Vol. 80 (1952), p. 124.
- 3) W. I. Pumphrey et al : J. Inst. Met., Vol. 75 (1948), p. 235.
- 4) 沖、他 : “溶解鑄造・鑄物” 金属工学講座5、朝倉書店 (昭和42年)、p. 288.
- 5) J. C. Borland : B. W. J., Vol. 7 (1960), No. 8, p. 508.
- 6) B. Chalmers : Trans. AIME, Vol. 200 (1956), p. 519.
- 7) J. W. Rutter, B. Chalmers : Can. J. Phys., Vol. 31 (1953), p. 15.
- 8) 例えば、松田 : 溶接学会誌、Vol. 40 (1971), No. 4, p. 276.
- 9) 例えば、B. Chalmers : “金属の凝固”、岡本、鈴木訳、丸善 (昭和46年)、p. 144.
- 10) 例えば、R. M. Sharp et al : J. Crystal Growth, Vol. 5 (1969), p. 155.
- 11) 小林、他 : “凝固状態の検知方法”、日本金属学会シボウム予稿、1983、p. 15.
- 12) Yu. A. Sterenbogen et al : Avt. Svarka, 1976, No. 11, p. 1.
- 13) M. A. Abralov et al : Svar. Proiz., 1978, No. 5, p. 1.
- 14) B. A. Movchan et al : Avt. Svarka, 1969, No. 4, p. 6.
- 15) M. A. Abralov et al : ibid, 1974, No. 10, p. 7.
- 16) 松山、他 : 溶接学会論文集、Vol. 3 (1985), No. 1, p. 74.
- 17) F. Matsuda et al : Trans. JWRI, Vol. 16 (1987), No. 2, p. 115.
- 18) 日本工業規格 : “溶接”、JIS Z 3155.
- 19) P. T. Houldcroft : B. W. J., Vol. 2 (1955), No. 2, p. 471.
- 20) P. W. Jones et al : ibid, 1959, Vol. 6, No. 6, p. 282.
- 21) W. F. Savage : W. J., Vol. 44 (1965), p. 433S.
- 22) 仙田、他 : 溶接学会誌、Vol. 41 (1972), No. 6, p. 709.
- 23) 仙田、他 : ibid, Vol. 42 (1973), No. 1, p. 48.
- 24) Y. Arata et al : Trans. JWRI, Vol. 6 (1977), No. 1, p. 91.
- 25) Y. Arata et al : ibid, Vol. 6 (1977), No. 2, p. 197.
- 26) 和泉 : 日本金属学会会報、Vol. 18 (1979), No. 1, p. 15.
- 27) 山縣、他 : 日本金属学会誌、Vol. 43 (1979), p. 209.
- 28) 鈴木、他 : 鉄と鋼、Vol. 67 (1981), p. 1180.
- 29) 松田、他 : 溶接学会論文集、Vol. 3 (1985), No. 3, p. 532.
- 30) W. F. Savage et al : W. J., Vol. 44 (1965), No. 4, p. 175S.
- 31) 中根 : 溶接学会誌、Vol. 36 (1967), No. 9, p. 962.
- 32) 梅田、他 : 鉄と鋼、Vol. 63 (1977), No. 3, p. 441.
- 33) 茂木、他 : 日本金属学会講演概要、第92回 (1983), p. 297.
- 34) F. Matsuda et al : Trans. JWRI, Vol. 7 (1978), No. 1, p. 59.

- 35) F. Matsuda et al : *ibid*, Vol. 8 (1979), No. 1, p. 155.
- 36) 中川、他 : *溶接学会誌*, Vol. 47 (1978), No. 8, p. 474.
- 37) E. Scheil : *Z. Metallkd.*, Vol. 34 (1942), p. 70.
- 38) H. D. Brody et al : *Trans. Metall. Soc. AIME*, Vol. 236 (1966), p. 615.
- 39) T. W. Clyne et al : *Met. Trans.*, Vol. 12A (1981), p. 965.
- 40) T. W. Clyne et al : *ibid*, Vol. 13B (1982), p. 259.
- 41) Y. Ueshima et al : *Metall. Trans.*, Vol. 17B (1986), p. 845.
- 42) T. Okamoto et al : *Trans. ISIJ*, Vol. 21 (1981), p. 641.
- 43) M. Hansen : "Constitution of Binary Alloys", McGraw Hill, New York, NY, 1958.
- 44) V. G. Rivlin et al : *Int. Met. Rev.*, 1980, No. 1, p. 21.
- 45) P. J. Alverry et al : *Met. Sci.*, Vol. 8 (1974), p. 407.
- 46) R. A. Perkins : *Metall. Trans.*, Vol. 4 (1973), p. 1665.
- 47) 高橋、他 : *日本金属学会誌*, Vol. 43 (1979), No. 11, p. 1086.
- 48) 高橋、他 : *ibid*, Vol. 44 (1980), No. 10, p. 1089.
- 49) 雄谷、他 : *ibid*, Vol. 49 (1985), No. 9, p. 746.
- 50) D. B. Spencer et al : *Metall. Trans.*, Vol. 3 (1972), p. 1925.
- 51) T. Kattamis et al : *Trans. Metall. Soc. AIME*, Vol. 233 (1965), p. 992.
- 52) 梅田、他 : *鉄と鋼*, Vol. 63 (1977), No. 3, p. 441.
- 53) G. A. Slavin et al : *Svar. Proiz.*, (1977), No. 7, p. 8.
- 54) Y. C. Zhang et al : *Trans. JWRI*, Vol. 15 (1986), No. 1, p. 159.
- 55) 松田、他 : *溶接学会全国大会講演概要、第38集* (1986), p. 136.
- 56) Y. Arata et al : *Trans. JWRI*, Vol. 6 (1977), No. 1, p. 105.
- 57) F. Matsuda et al : *ibid*, Vol. 8 (1979), No. 1, p. 105.
- 58) S. Kou et al : *Met. Trans.*, Vol. 13A (1982), p. 1141.
- 59) 甲元 : *大阪大学修士論文、昭和58年*.
- 60) 鈴木、他 : *鉄と鋼*, Vol. 65 (1979), No. 14, p. 2038.
- 61) 堀内 : "高温変形と高温破壊"、*鉄鋼基礎共同研究会、高温変形部会、1982*, p. 93.
- 62) M. Suery et al : *Met. Trans.*, Vol. 13A (1982), p. 1809.
- 63) 木内、他 : *日本金属学会会報*, Vol. 14 (1975), No. 6, p. 441.
- 64) 安藤、他 : *溶接学会誌*, Vol. 42 (1973), No. 9, p. 879.
- 65) Y. C. Zhang et al : *Trans. JWRI*, Vol. 14 (1985), No. 2, p. 319.
- 66) Y. C. Zhang et al : *ibid*, Vol. 14 (1985), No. 2, p. 325.
- 67) 松田、他 : *溶接学会論文集*, Vol. 3 (1985), No. 3, p. 539.
- 68) 渡辺 : *日本金属学会会報*, Vol. 12 (1973), No. 12, p. 884.

- 69) 藤田、他 : 日本造船学会論文集、133(1973), p. 267.
- 70) 奥田、他 : 溶接学会誌、Vol. 51(1982), No. 5, p. 423.
- 71) 前田、他 : 日本造船学会論文集、129(1971), p. 167.
- 72) 藤田、他 : ibid, 135(1974), p. 379.
- 73) H. Gleiter et al : Progress in Materials Sci., 16(1972), p. 179.
- 74) P. W. Davies et al : J. Inst. Met., Vol. 94(1966), p. 49.
- 75) T. Watanabe : Phil. Mag. A., Vol. 37(1978), No. 5, p. 649.
- 76) D. McLean et al : J. Inst. Met., Vol. 85(1956-57), p. 41.
- 77) 佐藤 : “溶接強度ハンドブック”、理工学社 (昭和63年)、p. 3-29.
- 78) 日本工業規格 : “溶接” JIS Z 3156.
- 79) N. N. Prokhorov et al : IIW Doc. IX-479-65.
- 80) B. F. Yakushin et al : Avt. Svarka, 1970, No. 10, p. 47.
- 81) K. B. Bogryanski et al : Svar. Proiz, 1971, No. 6, p. 39.
- 82) F. Matsuda et al : Trans. JWRI, Vol. 8(1979), No. 1, p. 87.
- 83) H. M. Schnadt : Oerlikon Schweissmitteilungen, 1957, No. 27.

本論文に関係した発表論文

1. “Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurment (ReportⅢ) - Effect of Strain Rate on Minimum Ductility Required for Solidification Crack Initiation in Carbon Steels, Stainless Steels and Inconel Alloy - ”, Trans. JWRI, Vol.15(1986), No.2, p.125.
2. “Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurment (ReportⅣ) - Effect of Grain-Boundary Sliding on Strain-Rate Dependence of Critical Strain Required for Solidification Crack Initiation - ”, Trans. JWRI, Vol.16 (1987), No. 2, p. 89.
3. “凝固前面の挙動および凝固割れの発生・伝播過程の検討－動的直接観察測定法(MISO 法)による溶接凝固割れ現象の解明(第1報)－”, 溶接学会論文集, Vol.6(1988), No.3, p.82.
4. “急速引張割れ試験による凝固割れ発生・伝播時の限界歪の測定－動的直接観察測定法(MISO 法)による溶接凝固割れ現象の解明(第2報)－”, 溶接学会論文集, Vol.6(1988), No.3, p.89.
5. “凝固割れ発生時の限界歪に及ぼす歪速度の影響－動的直接観察測定法(MISO 法)による溶接凝固割れ現象の解明(第3報)－”, 溶接学会論文集, Vol.7(1989), No.1, 掲載予定.
6. “凝固割れ発生時の限界歪の歪速度依存性と粒界すべりの相関性－動的直接観察測定法(MISO 法)による溶接凝固割れ現象の解明(第4報)－”, 溶接学会論文集, Vol.7(1989), No.1, 掲載予定.