OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	高クロム系2相ステンレス鋼溶接棒による湿式水中溶接部の溶接割れ防止に関する研究
Author(s)	屋良, 秀夫
Citation	大阪大学, 1986, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/271
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

高クロム系２相ステンレス鋼溶接棒による湿式水中溶接部の溶接割れ防止に関する研究

昭　和　６０　年　１２　月

屋　良　秀　夫

高クロム系２相ステンレス鋼溶接棒による湿式水中溶接部の溶接割れ防止に関する研究

昭　和　６０　年　１２　月

屋　良　秀　夫

目　　次

第 1 章　緒　論 …… 1
1.1 緒　言 …… 1
1.2 水中溶接技術開発の動向 …… 1
1.2.1 水中溶接技術の必要性 …… 1
1.2.2 水中溶接技術開発の歴史的展望 …… 2
1.3 湿式水中溶接法の概要 …… 4
1.3.1 湿式水中溶接法の原理と特徴 …… 4
1.3.2 湿式水中溶接法の技術開発状況とその課題 …… 5
1.4 本研究の目的と論文の構成 …… 6
1.4.1 本研究の目的 …… 6
1.4.3 本論文の構成 …… 7

第 2 章　共金系被覆アーク溶接棒による水中溶接部の冶金的特徴
および機械的性質 …… 9
2.1 緒　言 …… 9
2.2 使用材料および実験方法 …… 9
2.2.1 供試鋼材および溶接棒 …… 9
2.2.2 溶接条件および実験方法 …… 9
(1) 溶接条件 …… 11
(2) 溶接熱サイクル、硬度分布および組織 …… 11
(3) 拡散性水素量 …… 11
2.3 ビード溶接部の冷却特性・金属組織および拡散性水素量 …… 13
(1) 冷却特性および硬度分布 …… 13
(2) 金属組織 …… 15
(3) 拡散性水素量 …… 16

(4) 酸素窒素溶解量 …… 19
2.4 湿式中溶接の冷却特性に関する考察 …… 20
2.4.1 表面条件と初期条件 …… 21
2.4.2 湿式水中溶接における冷却曲線 …… 21
2.2.3 最高到達温度と冷却速度 …… 24
2.5 溶接継手部の金属組織および機械的性質 …… 27
(1) 金属組織 …… 27
(2) 引張試験 …… 27
(3) 衝撃試験 …… 31
(4) 疲労試験 …… 34
2.6 結 言 …… 39

第 3 章 市販披覆アーク溶接棒による各種溶接割れ試験 …… 41
3.1 緒 言 …… 41
3.1 使用材料および実験方法 …… 42
3.2.1 供試鋼材および溶接棒 …… 42
3.2.2 実験装置および実験方法 …… 43
(1) 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験 …… 43
(2) インプラント溶接割れ試験 …… 43
(3) TRC試験 …… 45
3.3 溶接割れ試験 …… 46
3.3.1 異材溶接における溶込率と化学組成 …… 46
3.3.2 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験 …… 48
3.3.3 インプラント溶接割れ試験 …… 52
3.3.4 TRC試験 …… 56
3.4 結 言 …… 63

第 4 章　試作高Ｃｒ系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒による
溶接割れ試験 …… 65
4.1 緒　言 …… 65
4.2 使用材料および実験方法 …… 65
4.2.1 供試鋼材および溶接棒 …… 65
4.2.2 実験装置および実験方法 …… 65
(1) 非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験 …… 65
(2) インプラント溶接割れ試験 …… 65
(3) ＴＲＣ試験 …… 65
(4) 斜めｙ形溶接割れ試験 …… 65
4.3 溶接割れ試験 …… 69
4.3.1 非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験 …… 69
4.3.2 インプラント溶接割れ試験 …… 72
4.3.3 ＴＲＣ試験 …… 76
4.3.4 斜めｙ形溶接割れ試験 …… 80
4.4 拡散性水素量と限界応力に関する考察 …… 84
4.5 溶接部の割れ発生条件に関する考察 …… 85
4.6 結　言 …… 87

第 5 章　試作高Ｃｒ系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒の
機械的冶金的性質に関する基礎的検討 …… 89
5.1 緒　言 …… 89
5.2 使用材料および実験方法 …… 89
5.3 溶接部の金属組織および機械的性質 …… 90
5.3.1 冷却特性および硬度分布 …… 90
5.3.2 溶接部のミクロ組織 …… 92

5.3.3 成分分析 …… 93
5.3.4 ＥＰＭＡによる検討 …… 94
5.4 溶接継手部の性質 …… 95
5.4.1 引張試験 …… 95
5.4.2 衝撃試験 …… 96
5.5 拡散性水素量 …… 99
5.6 結 言 …… 99

第 6 章 試作高Ｃｒ系ステンレス鋼用披覆アーク溶接棒による
実施工的検討および市販溶接棒との比較検討 …… 101
6.1 緒 言 …… 101
6.2 使用材料および実験方法 …… 101
6.3 実施工時における重ね継手溶接部の検討 …… 101
6.3.1 ビート形状およびＸ線透過試験 …… 101
6.3.2 引張試験 …… 102
6.3.3 実施工時における溶接性および作業性 …… 102
6.4 溶接棒の違いによる水中溶接継手部の性能に関する検討 …… 103
6.5 結 言 …… 105

第 7 章 総 括 …… 107

謝 辞 …… 114

参考文献 …… 115

本論文に関係した発表論文 …… 119

第1章　緒　論

1.1　緒　言

近年、宇宙開発とならんで海洋開発も注目されている。かつて水産資源にしかすぎなかった海洋は、無尽蔵ともいえるいろいろな資源の在り場として認識されて積極的に海洋開発が行なわれ、各種海洋構造物や海洋設備が建造されつつある。これらの海洋構造物の建造に当たっては、陸上あるいは船上で部材の組立て作業をしたあとに海中に沈めるのが施工の便宜、継手の品質補償および工事費の低廉などの面から望ましい。しかし、構造物の大型化に伴い、海中における組立建造の必要性が迫られ、さらに改修や鋼構造物の経年老朽化に対する維持管理などにおいて、海中での適格な溶接技術が要求されている。

海洋構造物の水中（海中）での溶接方法として、湿式溶接法、局部乾式溶接法、乾式溶接法などがあり、この中で海洋構造物の改修や経年老朽化による補修や修理の立場を考慮して、いろいろな個所や位置にも適用できるものとして湿式溶接法が実用化されているが、陸上における溶接部の継手品質と比較して、まだ充分な強度が得られず継手品質の向上とその対策は重要な研究課題となっている。

本論文は以上のような観点から水中溶接継手部の品質向上と耐割れ性を得るために、被覆アーク溶接棒を試作し、その溶接棒の諸性質について実験的に検討を加えたもので、本章では水中溶接技術開発の動向や湿式水中溶接法の概要について述べ、その技術開発状況と問題点を指摘し、研究の目的を明らかにしている。そして末節に本論文の構成を示す。

1.2　水中溶接技術開発の動向

1.2.1　水中溶接技術の必要性

ほとんど目がむけらえていなかった海洋開発は近年になって、ひっぱくしたエネルギ事情、すなわち資源およびエネルギ源の枯渇、陸地面積の不

足などを解消する方途として海洋の開発に関心が高まり、その開発の必要性が叫ばれてきた。我国においては、昭和46年に海洋開発審議会が設置され、本格的な海洋開発が推進され始められた。このような海洋開発は海底油田の開発とともに発展した。すでに海底油田の堀削はメキシコ湾や北海などにおいて大規模に行なわれ、各国において石油、天然ガス、鉱物資源などを海底資源に求め、堀削や試堀用の海洋構造物が多く建造されている。海洋構造物を溶接構造物として見た場合、陸上の構造物や船舶とは異なった種々の特徴を持っており、海洋構造物の溶接材料にはより高品質であることが求められている。さらに最近は海洋構造物の設置、稼働域も従来の温暖な浅い海域から、北極海のような寒冷な深海域にまで拡がっており、溶接継手に求められる品質もより厳しくなる傾向にある。

このように、海洋開発の発達につれて、水中における構造物の建造、構造変更、補修、修理などが増加し、溶接技術の必要性は高まるものと予想される。水中での溶接は、その作業環境が苛酷であるため、良好な継手部を得るのはきわめて困難である。それゆえ、水中での溶接作業量は出来るだけ少なくするのが肝要である。

しかし、構造物が複雑になり大型化や設置水深が大となると、建造に当たって、また建造後の構造物の改修、海水による腐食や波浪などの外力による損傷、とくに不慮の事態による補修や修理に迫られる場合において、水中での溶接は必須の加工法の一つとなることは間違いのないものと考えられる。

1.2.2 水中溶接技術開発の歴史的展望

水中溶接技術において、これまで開発され実用化されているものには、前節でも述べたように大別して、湿式法、局部乾式法、乾式法の3種に分類される。これらの開発過程を歴史的に顧みると、最初に水中でアークの発生を可能にしたのは、1802年 Sir Humphry Davy によってである。[1)]

1919年に Brannt は炭素電極棒のアークの周りに圧縮空気を送給して溶接を試みた。[2)]次いで、1924年に Polland は酸素アセチレンを用いて薄板

のガス溶接を試みたが、良好な溶接継手は得られなかった。[3]その後、被覆アーク溶接棒が開発されるとともに、水中溶接にも適用されるようになった。1933年にはHibshman, JensenおよびHarveyら[1,4]によって、1941年にはSchmidt[5]によって市販の被覆アーク溶接棒を用い、比較的安定したアークにより水中溶接実験を行ない良好な継手部を得ている。しかし、溶込み不足やスラグ巻込みなどの溶接欠陥の発生と強度の低下、また急速冷却のために、溶接部は硬化し曲げ延性の低下をもたらしている。

1946年に、Van Der Willigenによって鉄粉系の防水した被覆アーク溶接棒が開発され、コンタクトアーク溶接を可能にし、溶込率や溶接速度などについて若干の実験を試みている。[6]また同じ年に、Kandelは、水中溶接部の機械的性質について研究している。[7]さらに、Khrenovは溶接棒を母材の上に置いて溶接を行なう横置式アーク溶接法を開発した。[8]

このように、湿式水中アーク溶接法についての研究が主流をなしていたが、第2次世界大戦後、1960年代に入ってからソ連では多くの研究者によってガスシールドアーク溶接法が考案され、特に1961年にMadatovはガスシールドアーク溶接法についての溶接現象を解明している。[9~12]しかし、水中溶接部の性能に著しい影響を及ぼすと考えられる水素に関する問題や冷却に関する問題、それに機械的性質などの基礎的な問題については触れていない。1971年頃より、マサチューセッツ工科大学のA.T.Brown, J.A.Staub, K.T.Brown, K.Masubuchiらは、水中溶接部の熱移動に関する基礎的研究を行なっている。[13~16]その後、1960年代から1970年代にかけて、メキシコ湾や北海等の大規模な油田開発に伴い、Taylor Diving社(米)、[17]Comex社(仏)、[18]B.O.C社(英)[19]などの各社で乾式法ならびに局部乾式法による水中溶接の技術開発が行なわれた。

いっぽう、我国における水中溶接に関する研究や技術開発は、外国よりかなり遅れて出発した。1971年より、蓮井、益本らによって水中溶接に関する研究が始められた。その中で、蓮井ら[20~24]はエネルギ密度の高いプラズマアーク溶接法を水中に適用し、溶接部を水ガラスでシールドすること

により冷却が緩和され、延性の優れた溶接継手が得られたと報告している。

また益本ら[25,26]は、市販の被覆アーク溶接棒を用いて溶接した場合に溶接金属中に発生する気孔の状況や継手部の機械的性質について検討を行ない、さらに炭酸ガスアーク溶接法を水中に適用し、アークの安定性について検討している。

1970年頃から、西口、西尾、浜崎らは水カーテン式炭酸ガスアーク溶接法の水中への適用性に関する種々の開発実験を行ない、比較的良好な溶接部が得られたことを報告している。[27~29]また、田村[30]は冷却緩和法や誘導加熱を用いた水中熱処理法により継手性能の改善が得られたことを報告している。

以上のように、我国においても水中溶接に関する研究が活発化し、各種溶接法の水中溶接への適用性に関する開発研究が行なわれ、溶接現象や継手部の諸性質などについての検討が加えられ、具体的な実用化へと進展をみせている。

1.3 湿式水中溶接法の概要

前節でも述べたように海洋構造物の形状が複雑化と大型化、また設置場所の水深が大となるにつれ、海中における組立建造は、リベットなどの機械的継手と溶接継手が併用されるものと思われる。さらに既設構造物の故障や損傷部分の補修に迫られる場合、切断と溶接加工が必要となるため、各方面で水中溶接の開発研究が盛んに進められているが、いまだ独自に開発された新しい溶接方法は出現していない現状である。従来開発されてきた水中溶接法のうち、簡便さの点より湿式法がよく用いられている。本節ではこの湿式水中溶接法の概要について述べる。

1.3.1 湿式水中溶接法の原理と特徴

Fig. 1.1 に本法の模式図を示す。この方法は水の中で直接溶接を行なうもので、溶接個所は水深に対応する水圧の水にまともにさらされており、溶接部は溶接雰囲気である水の分解によって生じた水素や水による急冷な

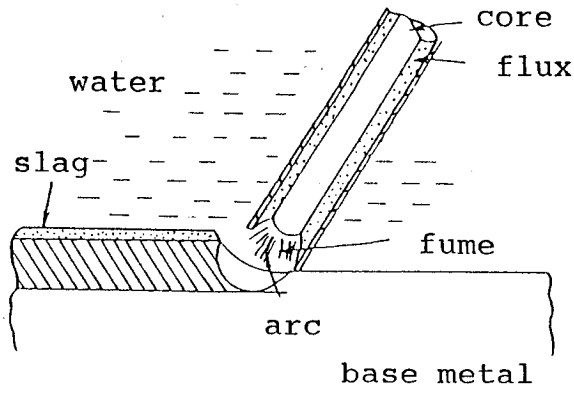


Fig. 1.1 Schematic drawing of wet underwater welding

どの影響を受ける。さらに溶接部は延性に欠け、また潜水夫の技量に左右されるという欠点がある。

しかし、特別の装置をほとんど必要とせず簡単な補修溶接や緊急を要する場合の溶接、さらに複雑な形状の構造物の溶接に利用できる簡便さがあり、しかも経済的であるのでその実用化のための研究が多くの機関で精力的に行なわれている。

現在、研究開発中の主な湿式溶接法の中で、本研究に用いた被覆アーク溶接法について述べる。この溶接法は、熟練したダイバー溶接作業者が被覆アーク溶接を直接水の中で行なうもので、水深20～30ｍまでの作業が対象で、緊急を要する場合や簡単な補修溶接、自動溶接が困難な個所の溶接などに便利である。この水中溶接は、大気中溶接に比べて、約20～30％増の溶接電流、５～10Ｖ高いアーク電圧が用いられている。本法は高度の潜水技術と溶接を兼ね備えた熟練作業者を必要とするものである。

1.3.2 湿式水中溶接法の技術開発状況とその課題

前項で述べたように、被覆アーク溶接棒による湿式水中溶接法についての技術開発状況は、1960年代に始まって以来現在までほとんど同様な方法で溶接が行なわれているが、溶接棒の研究開発に伴い、安定したアークとその維持が可能となり溶接継手部の機械的性質などもかなり良好な結果が

得られるようになっている。

しかし、本法は直接水の中で溶接を行なうもので、溶接冶金学上極めて苛酷な環境のもとで溶接が強いられるため、大気中溶接による継手部には、まだ遠く及ばない現状となっている。

ここで湿式水中溶接における継手性能に及ぼす重要な問題点は、

(1) 溶接環境である水による溶接部の急冷およびその硬化

(2) 溶融金属に溶解した水素によって誘起される溶接部の水素脆化

(3) 水圧の上昇に伴って生成される溶接金属中の気孔

となっている。以上のことより特に水素による溶接部の割れの低減を行なうために、溶接金属部の水素の溶解度が室温でも大きく、熱影響部へ拡散する水素がきわめて少ないオーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒の使用が考えられるがマルテンサイト層の生成や高温割れの危険性があるため、シェフラーの組織図より高Cr系のオーステナイト・フェライトの2相系ステンレス溶接棒が良好ではないかと思われる。

1.4 本研究の目的と論文の構成

1.4.1 本研究の目的

これまで水中溶接に関する研究において主として湿式法についての過去の研究開発の歴史と現在の技術動向の特徴や問題点について述べて来た。

前節でも述べたように湿式水中溶接法は、直接水の中で溶接を行なうために、溶接部の冷却速度の増加により硬化と脆化をもたらし、しかも水素量も増大する。このため継手部の強度低下と溶接割れを引き起こす原因となっている。これらの溶接欠陥を防止するために、高Cr系溶接棒の使用が考えられる。高Cr系溶接棒は通常大気中溶接で使用するとしばしば徐冷によるシグマ相により脆化するが、水中溶接においては急冷のためそのような現象の心配はなく、しかも2相系ステンレス鋼のため、水中での耐食性や耐応力腐食性が良好である。このような高Cr系溶接棒は一般の被覆棒より価格がやや高くなるものと思われるが、耐水素割れ、耐高温割れ、耐靱

性劣化などより見て高Cr系溶接棒の開発が望まれる。

本研究では、このような実情にかんがみ、海洋構造物の補修、修理や改修において本格的に湿式水中溶接を適用するに際し、溶接割れや靱性劣化などを防止するために最適な溶接棒の開発と技術的課題の解決を目的とするものである。

1.4.2 本論文の構成

本論文は全体として7章より成り立っている。

第1章は緒論であり、水中溶接の技術開発に関する内外の研究状況について概説してある。さらに湿式水中溶接の研究開発状況を顧みて、溶接棒の開発と技術的課題を指摘し、本研究の目的を明らかにする。

第2章では、湿式水中アーク溶接の出発点として水中溶接部の冶金的特徴および機械的性質について、市販の軟鋼用被覆アーク溶接棒を用いて、ビードオンプレートを行なった場合の機械的冶金的性質や溶接継手部の諸性質などについて述べている。

第3章では、市販の軟鋼用被覆アーク溶接棒を用いて各種溶接割れ試験を行ない、大気中溶接の場合と比較した結果、かならずしも良好でなく、しかも水素による低温割れがおこり、その防止方策が重要な課題となることを明らかにした。そのため、熱影響部へ拡散する水素がきわめて少ない市販のオーステナイト系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒を用いて各種溶接割れ試験を行なっても充分な強度が得られず、しかも高温割れの危険性があるため、溶込率（希釈率）をもとにシェフラーの組織図より高Cr系ステンレス鋼用溶接棒を開発すべきであることについて述べている。

第4章では、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒を用いて各種溶接割れ試験を行ない、拘束応力や組織観察、さらに破面解析などの実験的検討を加え本溶接棒の有用性について実証している。

第5章では、前章の結果をもとに、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒による溶接継手部の引張試験や衝撃試験などの基礎的実験を試み、さらに組織観察や破面解析を行なって機械的性質や冶金的性質につ

いて検討した結果、本溶接棒が湿式水中溶接用の被覆アーク溶接棒として実用的な溶接棒であることを実証している。

第6章では、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒を用いて溶接割れ試験および基礎実験などにおいて市販の高張力鋼用溶接棒やオーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒よりも優れていることについて述べてきたが、本章においては、実施工時における溶接性や作業性などについて検討したものである。

第7章は本論文の総括であり、これまでに得られた研究成果、結論をまとめてある。

第２章　共金系被覆アーク溶接棒による水中溶接部の冶金的特徴および機械的性質

2.1　緒　言

湿水中溶接法の概要について前章で述べたように、水中溶接における溶接部は急速冷却のために焼入れ組織となり硬度が高く、しかも拡散性水素量の増加により気孔や水素脆化、それに低温割れ感受性が高くなることが報告されている。[31)]

したがって、水中における溶接施工においては、溶接部の硬度低下や低温割れの防止が重要な問題となっている。従来からの研究報告を総合的にみれば、焼入れ硬化性の少ない低炭素鋼や溶接時に混入する拡散性水素量を極力おさえた溶接棒の使用が考えられる。本章では共金系被覆アーク溶接棒による湿式水中アーク溶接法において、溶接部に重要な影響を及ぼす冷却特性に着目し、冷却速度や硬度分布などの関係について実験的検討を行なった。さらに、溶接部の金属組織や拡散性水素量についても実験的検討を行ない、また、水中溶接部の引張試験、衝撃試験、疲労試験などより溶接継手部の性質についても検討を加えた。

2.2　使用材料および実験方法

2.2.1　供試鋼材および溶接棒

本研究に用いた供試材は、市販の溶接用圧延鋼材ＳＭ４１Ａと高張力鋼材ＨＴ６０の２種類で、板厚はいずれも19㎜である。それからの化学組成および機械的性質をTable 2.1に示す。

共金系被覆アーク溶接棒は軟鋼用ライムチタニヤ系Ｄ４３０３と高張力鋼用ライムチタニヤ系Ｄ５００３で、いずれも直径は４㎜で、あらかじめ使用前には充分乾燥し、防水処理は施さず実験に供した。それからの化学組成および機械的性質をTable 2.2に示す。

2.2.2　溶接条件および実験方法

Table 2.1 Chemical compositions and mechanical properties of commercially available steels used

1) Chemical compositions

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Sn	Nb	C eq	P cm
SM 41A	0.18	0.06	0.80	0.023	0.009	-	-	-	-	-	0.26	0.22
HT 60	0.14	0.46	1.32	0.016	0.013	0.07	0.15	0.27	0.019	0.036	0.41	0.25

$$C\ eq = c + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

$$P\ cm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

2) Mechanical properties

	Yield point (kgf/mm^2)	Tensile strength (kgf/mm^2)	Elongation (%)
SM 41A	28	45	29
HT 60	44	64	33

Table 2.2 Chemical compositions and mechanical properties of deposited metal

1) Chemical compositions

	C	Si	Mn	P	S
D4303	0.08	0.11	0.33	0.013	0.011
D5003	0.07	0.38	0.99	0.017	0.012

2) Mechanical properties

	Y.P. (kgf/mm^2)	T.S. (kgf/mm^2)	El. (%)	I.V. (kgf-m)
D4303	41	46	33	12
D5003	49	54	31	9

(1) 溶接条件

本実験における水中（水温15～20℃の水道水中で水深100～150㎜）および大気中（外気温度20～25℃、湿度70～80％）での溶接条件を Table 2.3 に示す。

水中では被覆アーク溶接棒を用いて行なう湿式水中溶接で、大気中溶接の場合とほぼ同様なビード形状が得られるように溶接電流を大気中の溶接電流値より約30％高い値にした。大気中では標準溶接条件で溶接を行なった。なお溶接姿勢はすべて下向きである。

Table 2.3 Welding conditions

	Underwater	ln air
Welding current	220-230 A	170-180 A
Arc voltage	30-35 V	25-30 V
Velocity	20 cm/min	-15 cm/min
Heat input	22000 J/cm	18000 J/cm

(2) 溶接熱サイクル、硬度分布および組織

水中および大気中における溶接部の冷却特性・硬さ測定および組織観察用ビード溶接試験片の形状は Fig. 2.1 に示すように板幅75㎜、長さ200㎜、厚さ19㎜、の平板の中央部に125±10㎜のビード溶接を行なった。溶接部の熱サイクルの測定位置はあらかじめビード長の中央部になるように母板の裏面より直径3.2㎜の穴をあけ感熱部がボンド部より0.3～0.4㎜はなれた熱影響部内になるようにした。なお測定にはＣＡ熱電対を用いた。

溶接部の硬度測定には、荷重値１㎏fのマイクロビッカース硬度計を用いた。また、組織観察を行なうために用いた腐食液は5％ナイタール液（硝酸：アルコール＝５：９５）である。

(3) 拡散性水素量

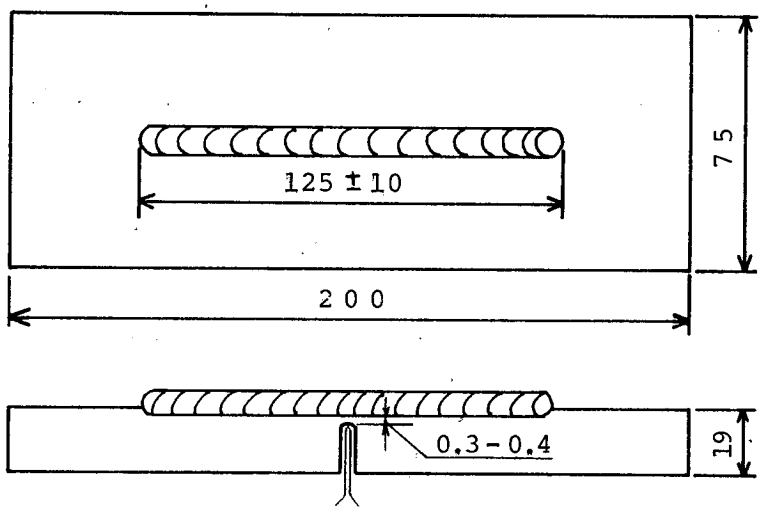


Fig. 2.1 Test plate and location of cooling rate

測定方法はJIS Z 3113にもとずいて捕集液としてグリセリンの代わりに水銀を用いた。測定装置をFig. 2.2に示す。試験片の寸法は12×25×130㎜で、長さ115㎜のビード溶接をした後、30秒以内に20℃の水に急冷し、スラグやスパッタなどを除去して、120秒以内に水銀浴中に挿入する。測定時間は水素の放出がほとんど停止するまで行なった。水素量の値は溶着金属100ｇ当たり0℃1気圧に換算して4個の試験片の平均値でもって表した。

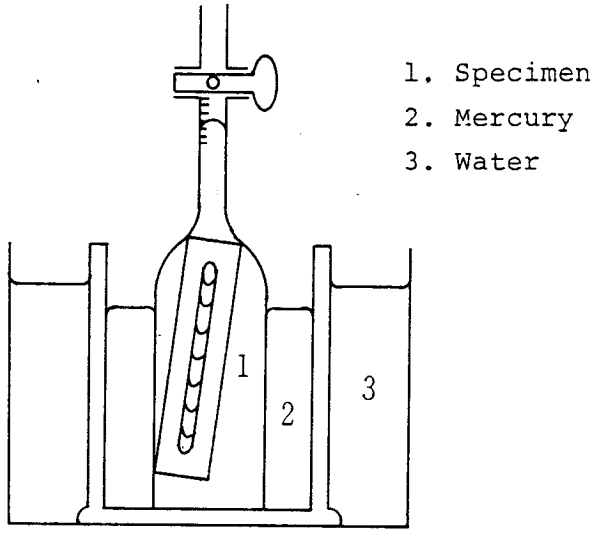


Fig. 2.2 Apparatus for diffusible hydrogen test

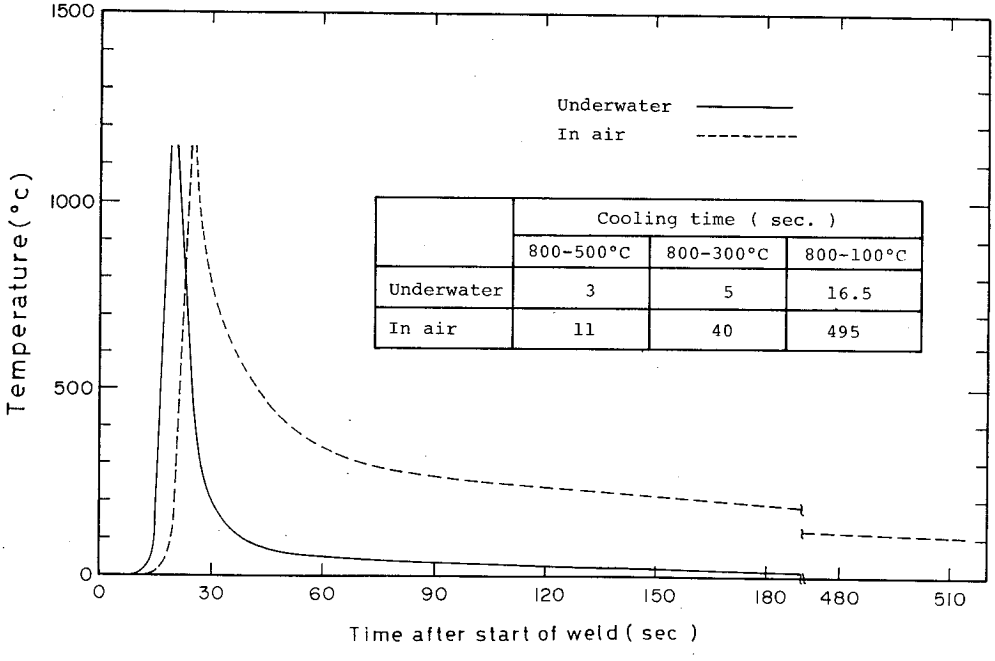
2.3 ビード溶接部の冷却特性・金属組織および拡散性水素量

(1) 冷却特性および硬度分布

湿式水中アーク溶接は、溶接部の冷却特性が大気中溶接と異なり、冷却速度が非常に速いために溶接部の硬度や組織、さらに溶接割れの発生などに大きな影響を与え、溶接継手部の性能に著しい劣化をもたらす。

溶接熱影響部の熱サイクルと冷却時間を Fig. 2.3 に示す。結果より水中溶接・大気中溶接いずれにおいても最高到達温度は約1200℃となっているが、冷却速度には大きな相違があり、溶接熱影響部の組織や硬度に影響を及ぼす800～500℃までの冷却時間は大気中溶接の約11秒に対し、水中溶接では約3秒、また、低温割れに影響を及ぼす800～300℃までの冷却時間は大気中溶接の約40秒に対し水中溶接では約5秒、さらに残留水素量の目安、すなわち水素の逃散に影響を及ぼす800～100℃までの冷却時間は大気中溶接の約490秒に対し水中溶接では約16.5秒と非常に短い時間となっている。

このように、水中溶接においては水素脆化やルート割れなどの溶接欠陥



	Cooling time (sec.)		
	800-500°C	800-300°C	800-100°C
Underwater	3	5	16.5
In air	11	40	495

Fig. 2.3 Weld thermal cycles of heat-affected zone

の発生に大きな影響を及ぼすものと考えられる。

次に鋼の割れに影響を及ぼす因子の一つである硬度分布について、ビード長の中央部をビードに直角に切断し、その横断面において板厚に直角な方向に0.5㎜間隔で測定した結果を Fig. 2.4 に示す。いずれの組合せや溶接環境においてもボンド部近傍の粗粒影響部での硬度が高く、その値は水中溶接においてＨＴ６０材とＤ５００３棒の組合せで約Ｈv=460と最高値を示し、ＳＭ４１Ａ材とＤ４３０３棒の組合せで約Ｈv=430となっている。大気中溶接においてはＨＴ６０材とＤ５００３棒の組合せで約Ｈv=390、ＳＭ４１Ａ材とＤ４３０３棒の組合せで約Ｈv=260と最も低い値を示している。このように大気中溶接における最高硬度Ｈmaxは、

$$Hmax=(660\,Ceq\pm40) \quad \cdots\cdots (2.1)$$

の関係式とよく一致しているが、水中溶接においては冷却速度が非常に速いため、上式に適合せず、冷却時間をも考慮すべきだと考えられる。

いっぽう、寺崎[32]によると硬度と化学組成および冷却時間の関係について、次のような予測式

$$\tau > \tau_M \qquad Hv=(992C-230Pv+250) \quad \cdots\cdots (2.2)$$

$$\tau \leqq \tau_M \qquad Hv=(812C+293) \quad \cdots\cdots (2.3)$$

ただし、τ：ボンド部近傍の温度が800℃から500℃に冷却するのに要する時間.

τ_M：マルテンサイトが100％から減少し始める時間

Ｃ：炭素量（wt％）

$$Pv=C+\frac{Mn}{3}+\frac{Ni}{8}+\frac{Cr}{12}+\frac{Mo}{2}+\frac{Cu}{5} \quad \cdots\cdots (2.4)$$

を与えている。水中溶接においては$\tau \leqq \tau_M$と考えられるため、(2.3) 式に代入した結果、最高硬度は約Humax=410となり、実験値のHumax=450にかなり近い値を示していることがわかる。

なお、材料と棒の組合せによる硬度の変化は材料の炭素当量（Ｃeq）が大きく影響しているものと思われる。

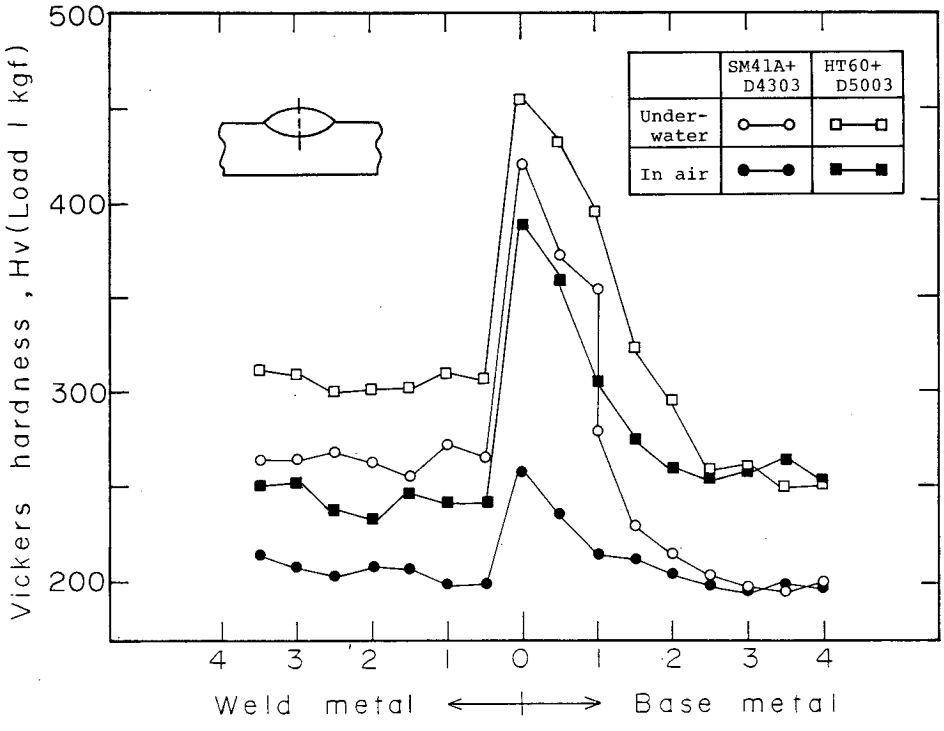


Fig. 2.4 Hardness distribution in the weld of bead on plate specimens

(2) 金属組織

Photo. 2.1 はＨＴ６０材とＤ５００３棒の組合せで、水中と大気中でビード溶接を行なった場合のビード外観とＸ線透過試験結果の一例を示したもので、水中溶接でのビード形状は大気中溶接に比べてかならずしも良好ではないが、Ｘ線透過試験においてはブローホールやスラグ巻込みなどの溶接欠陥はほとんど認められず、ほぼ良好な溶接部となっており、水中でも充分溶接が可能であることがわかる。次に、ビード断面のボンド部近傍と熱影響部近傍の顕微鏡組織観察結果について、ＳＭ４１Ａ材とＤ４３０３棒の組合せを Photo. 2.2 にＨＴ６０材とＤ５００３棒の組合せの場合を Photo. 2.3 にそれぞれ示す。結果より、いずれの組合せにおいても、溶接環境が同じであれば同様な組織状態を示していることがわかる。溶接環境の違いによる組織状態は、水中溶接においては急速冷却により組織が

粗大化し、溶接金属部はオーステナイト粒界に沿って粒界フェライトがみられ粗いアシキュラーフェライト組織となっている。ボンド部から溶接熱影響部にかけては明瞭なマルテンサイト組織となっていることがわかる。大気中溶接においては、水中溶接の場合より全般に組織が微細化され溶接金属部は粒界フェライトの発達も少なく粒内のアシキュラーフェライトも微細になり、溶接熱影響部近傍はベイナイト組織が観察される。

(3) 拡散性水素量

水中と大気中で溶接した場合の拡散性水素量の時間的変化を Fig. 2.5 に示す。水素の放出がほとんど停止するまで測定した結果、約400時間となり、そのときの値は大気中溶接の約 30mℓ/100gFe に対し水中溶接では約70mℓ/100gFe で約2.3倍と放出量が多くなっている。

このように、水中溶接においては溶接部に多量の拡散性水素が侵入するため、溶接金属部および溶接熱影響部に割れを誘発することになりやすいものと考えられる。なお、これらの値をＪＩＳに規定されている48時間後の放出量と比較してみると、水中溶接で約 40mℓ/100gFe、大気中溶接で約20mℓ/100gFe となって48時間後の場合より約1.5倍も多く放出している。このことより水中溶接部では48時間後でも時間とともに多量の水素が放出

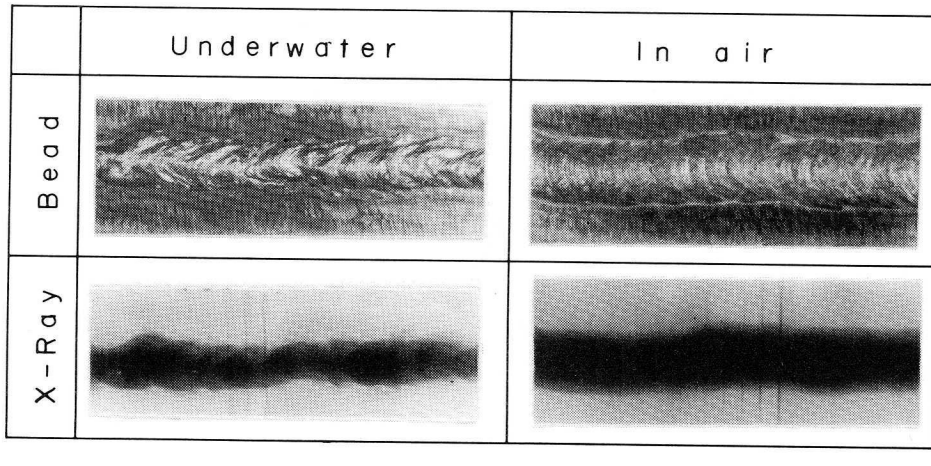


Photo. 2.1 Appearance, bead and X-ray inspection of welds obtained underwater and in air (HT60+D5003)

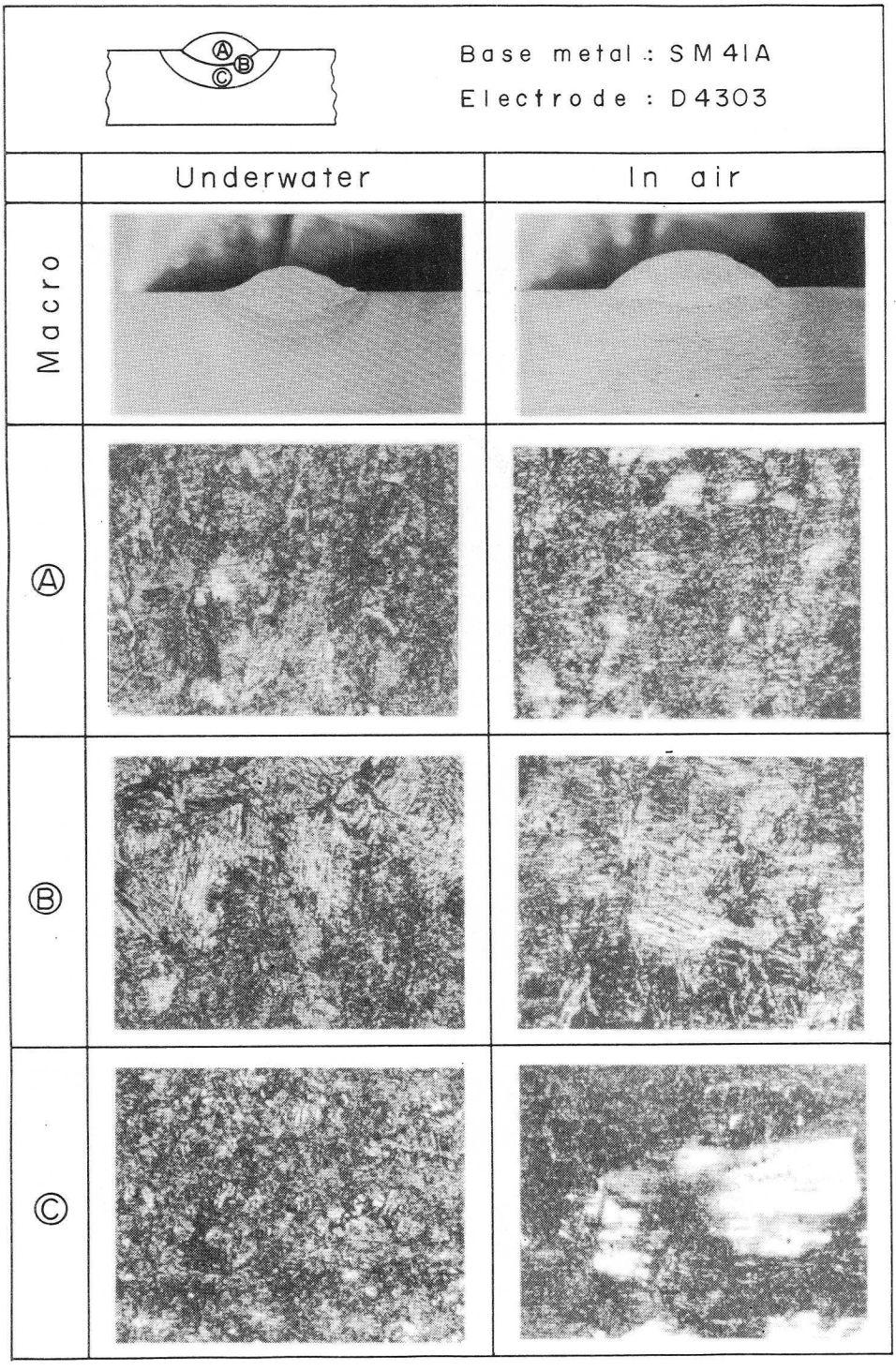


Photo. 2.2 Macro and micro structures of bead on plate

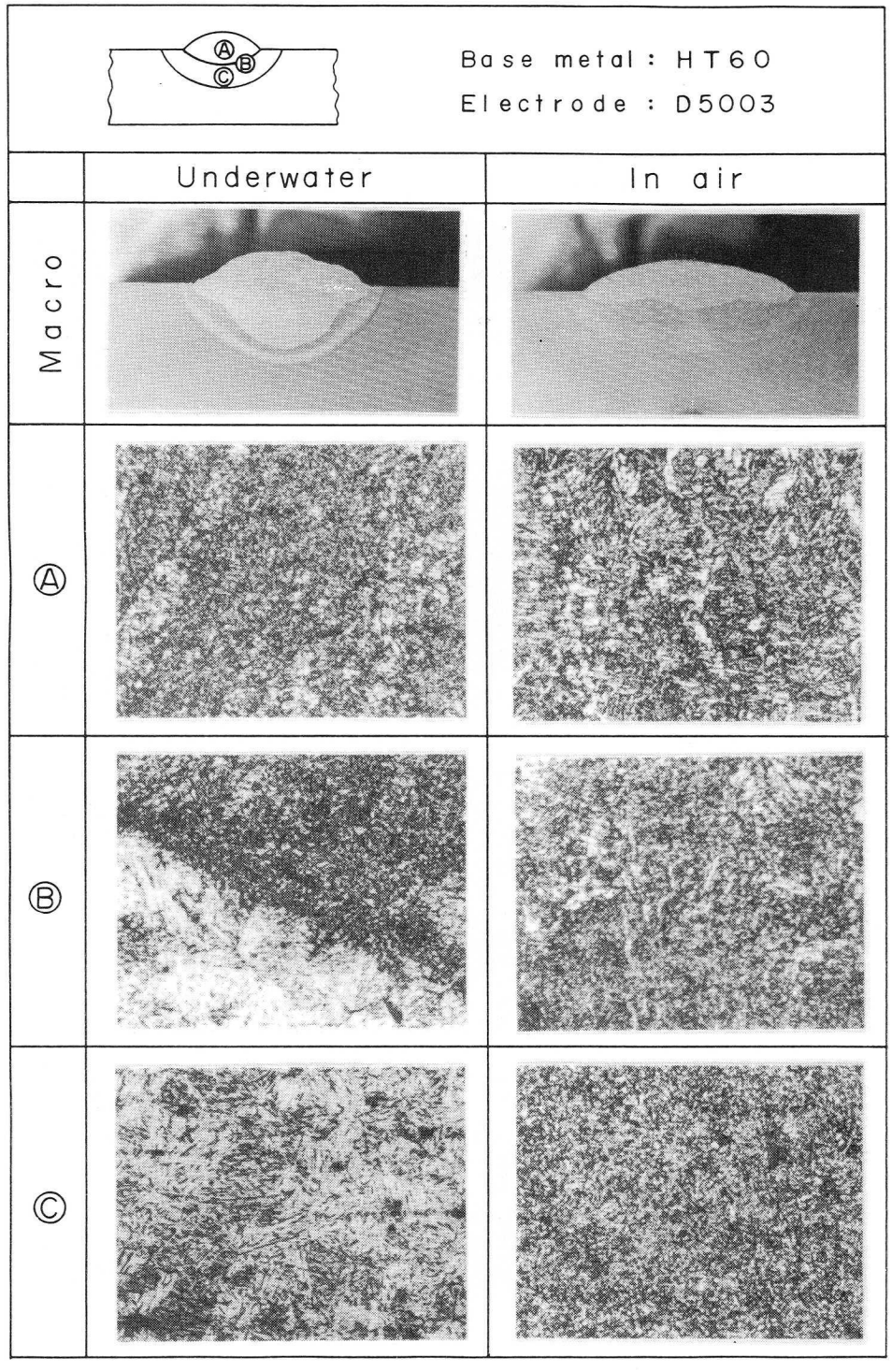


Photo. 2.3 Macro and micro structures of bead on plate

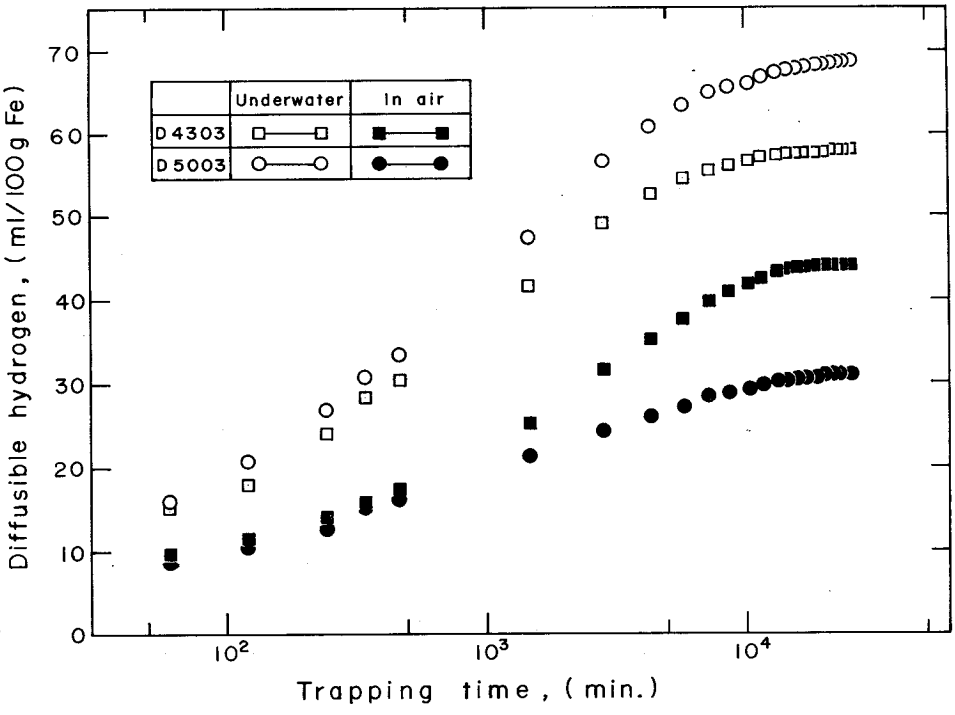


Fig. 2.5 Relation between time and diffusible hydrogen collected in mercury

されていることがわかる。したがって溶接部の割れ検査時期については十分考慮する必要があるものと考えられる。

(4) 酸素窒素溶解量

溶接部の酸素および窒素の溶解量を調べるために、ＨＴ６０材にＤ５００３棒を用いて水中と大気中でビード溶接を行なった後、溶接金属部内より試験片を採取してＬＥＣＯ社製酸素窒素分析装置により分析した結果をTable 2.4 に示す。その結果、水中溶接における酸素の溶解量は、約950ppmで大気中溶接の約520ppmに対して約1.8倍と多くなっている。これは溶接時に水が分解してできた酸素が多量に溶解したものであろう。次に窒素の溶解量は水中で約35ppm、大気中で約130ppmとなり、酸素の溶解量の場合とは逆に約1/4倍と非常に少ない値となっている。すなわち水の中には窒素をほとんど含有せず、しかも水中溶接時に水がシールド効果をもたらし大気中からの窒素の侵入を防止しているためである。

なお、酸素および窒素の溶解量の値が衝撃試験結果に与える影響については次節で述べる。

Table 2.4 Oxygen and nitrogen contents of weld metal (ppm)

	Underwater	In air
Oxygen	951.3	521.3
Nitrogen	34.7	133.3



Position of specimen

2.4 湿式水中溶接の冷却特性に関する考察

湿式水中溶接部の冷却特性は水への熱放散が大きく影響しており大気中溶接の場合と異なっているので、その冷却特性を明らかにすることは水中溶接における施工条件の選定および継手品質の解析に重要である。そこで湿式水中溶接部の冷却特性は田村[30]の局部乾式法の場合とも大きく異なるものと考えられる。

渡辺ら[33]は溶接熱伝導の特徴を次のように述べている。

(1) 温度が材料の溶融点から室温までの広範囲にわたって変化し、それにともなって熱伝導率、熱拡散率、熱伝達率などの諸定数の値も時間と場所によって変化する。

(2) 高温では主としてふく射による表面からの熱放散が著しい。

(3) 初期条件の与え方が難しく、しかも熱源が時間ともに移動するいわゆる移動熱源の問題となること。

などを挙げているが、これらの特長をすべて考慮して問題を取扱うことは数学的に困難であるため適当な仮定を設けて議論をすすめている。

2.4.1 表面条件と初期条件

溶接による温度分布を知るには与えられた表面条件と初期条件に対する熱伝導方程式の解を求める必要がある。まず表面条件について、表面の外法線方向をnとすると表面の単位面積を通ってdt時間に伝導する熱量は

$$dQ=-\lambda dt\frac{\partial T}{\partial n} \quad \cdots\cdots (2.5)$$

ただし、λ：熱伝導率（cal/cm.sec. ℃）

表面からの放熱量はNewtonの冷却則より

$$dQ=\alpha\cdot dt\ (T-T_0) \quad \cdots\cdots (2.6)$$

ただし、α：熱伝達率（cal/cm².sec.℃）

となり、物体の表面では

$$-\frac{\partial T}{\partial n}=d\ (T-T_0) \quad \cdots\cdots (2.7)$$

ただし、$d=\frac{\alpha}{\lambda}$

なる関係を満足しなければならない。湿式水中溶接においては試験片の表面での熱放散が非常に大きくなり$\alpha\rightarrow\infty$で表面温度は周囲流体の温度と等しくなる。

次に初期条件として熱量の形で与えると物体内のきわめて小さい部分たとえば一辺hなる立方体内にqなる熱量が瞬間的に与えられたとき、これによってこの立方体の部分だけ

$$\lim_{h\rightarrow 0}\Theta h^3=\frac{q}{c\rho} \quad \cdots\cdots (2.8)$$

ただし、c：比熱（cal/g.℃）

ρ：密度（g/cm³）

なる一定温度Θまで上昇するものと仮定する。すなわち瞬間熱源の場合に適用されることになる。

2.4.2 湿式水中溶接における冷却曲線

佐藤[34]によると二次元移動熱源による温度分布は瞬間面熱源に近似可能

なことが示されている。そこで瞬間熱源において $x=\pm\frac{h}{2}$ なる内部にqなる熱が瞬間的に与えられ、その結果この部分の温度が瞬間的に一定値Θだけ上昇し、その他の部分では湿式水中溶接のため最初の温度である場合の解は

$$T = \frac{1}{2\sqrt{\pi k t}} \int_{-\infty}^{\infty} f'(x) e^{-\frac{(x-x')^2}{4kt}} dx \quad \cdots\cdots\cdots\cdots \quad (2.9)$$

で与えられる。ここで

$$-\frac{h}{2} \leqq x \leqq \frac{h}{2} \quad \cdots\cdots \quad T_{t=0} = f(x) = \Theta$$

$$|x| \geqq \frac{h}{2} \cdots\cdots T_{t=0} = f(x) = 0$$

を代入して

$$T = \frac{\Theta}{2\sqrt{\pi k t}} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} e^{-\frac{(x-x')^2}{4kt}} dx$$

$$= \frac{\Theta}{2\sqrt{\pi k t}} e^{-\frac{x^2}{4kt}} \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} e^{-\frac{x'^2+2xx'}{4kt}} dx' \quad \cdots\cdots\cdots\cdots \quad (2.10)$$

X'について展開して積分すると

$$T = \frac{\Theta}{2\sqrt{\pi k t}} e^{-\frac{x^2}{4kt}} \left\{ 1+\frac{h^2}{96ht}\left(\frac{x^2}{kt}-2\right)+\text{high order} \right\}$$

$$\cdots\cdots\cdots\cdots \quad (2.11)$$

hが小さい場合、2次以上の項を省略すると

$$T = \frac{q}{c\rho h} \frac{e^{-\frac{x^2}{4kt}}}{2\sqrt{\pi k t}} \quad \cdots\cdots\cdots\cdots \quad (2.12)$$

ただし、$\theta = \frac{q}{c\rho h}$

今、熱放散を考慮した熱伝導においても上式の関係が成立すると仮定すると、溶接部の温度は

$$T(x,t) - T_0 = \frac{q}{c\rho h} \frac{e^{-\frac{x^2}{4kt}-a^2t}}{2\sqrt{\pi kt}} \quad \cdots\cdots (2.13)$$

ただし、T(x,t)：原点からxの距離にある温度（℃）

T_0　：試験片の初期温度（℃）

q　：溶接部の単位長さ当たりの入熱量(cal/cm)

c　：比熱（cal/g.℃）

ρ　：密度（g/cm³）

h　：試験片の板厚（cm）

k　：熱拡散率（cm²/sec）

t　：アーク通過後の時間（sec ）

a^2　：熱放散係数（1/sec）

となり、溶接ボンド部の冷却について検討すると上式においてx＝0における温度を考えれば

$$T_2 - T_0 = \frac{q}{c\rho h} \frac{e^{-a^2t}}{2\sqrt{\pi kt}} \quad \cdots\cdots (2.14)$$

ここで、　$a^2 = \frac{2\alpha}{c\rho h}$

ただし、α：熱伝達率（cal/cm².sec. ℃）

なお、大気中溶接においては

$$T_1 - T_0 = \frac{q}{c\rho h} \frac{e^{-a_1^2t}}{2\sqrt{\pi kt}} \quad \cdots\cdots (2.15)$$

ただし、a_1^2：大気中溶接における熱放散係数（1/sec）

となる。以上の結果より溶接部の冷却曲線は定性的に Fig. 2.6 のようになる。

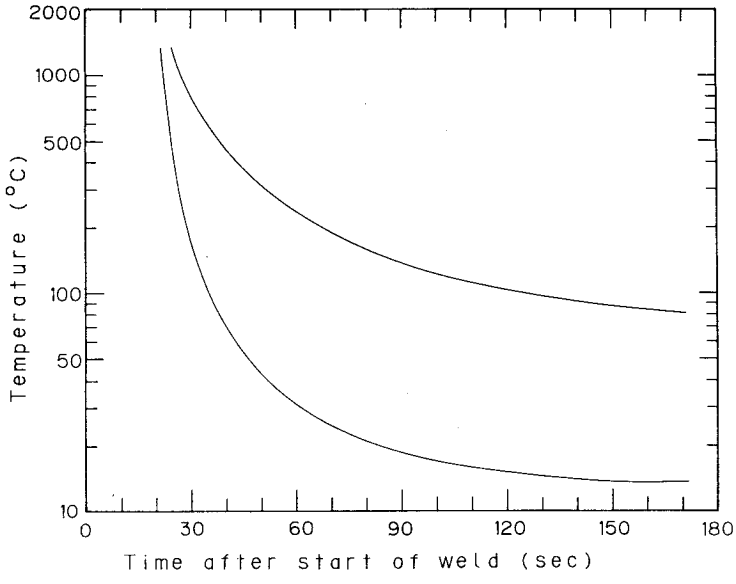


Fig. 2.6 Weld thermal cycle of calculated result

2.4.3 最高到達温度と冷却速度

板厚 h (cm) なる無限平板上を強さ q (cal/sec) の熱源が一定速度 v (cm/sec) で移動する場合、板の表面からの熱放散を無視すると、Fig. 2.7 に示すように任意の点X印の温度分布は準定常状態において次のような式で与えられる。

$$T - T_0 = \frac{q}{2\pi\lambda h} e^{x} K_0 \sqrt{X^2+Y^2} \quad \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (2.16)$$

ただし、T ：到達温度 (℃)

T_0 ：板の初期温度 (℃)

λ ：熱伝導率 (cal/cm.sec.℃)

今、ベツセル関数 $K_0(u)$ の漸近展開式

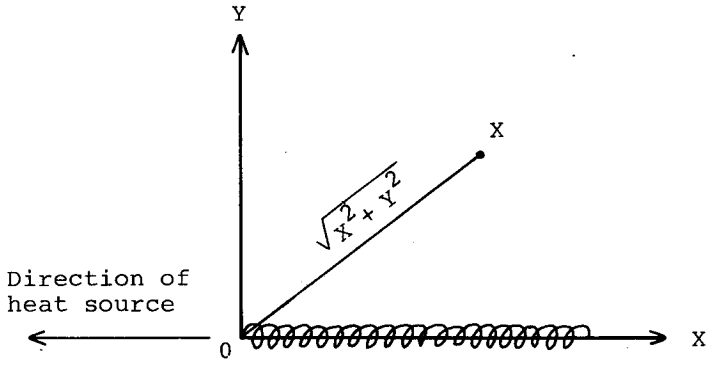


Fig. 2.7 Moving heat source

$$K_0(u)=\sqrt{\frac{\pi}{2u}}e^{-u}\left(1-\frac{1}{8u}+\frac{9}{128u^2}\cdots\cdots\right) \quad \cdots\cdots (2.17)$$

を利用し、原点からはなれた点では

$$T - T_0 = \frac{q}{\sqrt{8\pi\lambda h}} \cdot \frac{e^{X-\sqrt{X^2+Y^2}}}{\sqrt[4]{X^2+Y^2}} \quad \cdots\cdots (2.18)$$

となる。次に板厚の十分大きな板の表面を強さq（cal/sec）の点熱源が速度v（cm/sec）で移動する場合の板表面の温度分析は

$$T - T_0 = \frac{q}{2\pi\lambda} \cdot \frac{v}{2k} \cdot \frac{e^{X-\sqrt{X^2+Y^2}}}{\sqrt{X^2+Y^2}} \quad \cdots\cdots (2.19)$$

となる。この両式より板の表面の任意の点の最高到達温度と冷却速度を求めることができる。

次に溶接線から任意の距離yの位置の最高到達温度は熱源とともに移動する座標系（x,y）に関して温度分布は時間に無関係となり（準定常状態）最高温度の位置では

$$\frac{\partial T}{\partial x} = 0 \quad \text{または、} \quad \frac{\partial T}{\partial X} = 0$$

を満足しなければならない。また任意の点が最高温度に到達した瞬間には $y^2 = x$ の関係が成立する。

これより最高到達温度Tmaxは

$$Tmax - T_0 = \frac{q}{\lambda h} \cdot \frac{1}{2\sqrt{\pi e(2Y^2-1)}}$$

$$\fallingdotseq \frac{q}{\lambda h} \cdot \frac{1}{2Y\sqrt{2\pi e}} = \frac{1}{4.13c\rho yh}\left(\frac{q}{v}\right) \qquad \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (2.20)$$

となる。Fig. 2.8 は溶接線からの距離とその位置における最高到達温度との関係を計算して求めたものである。

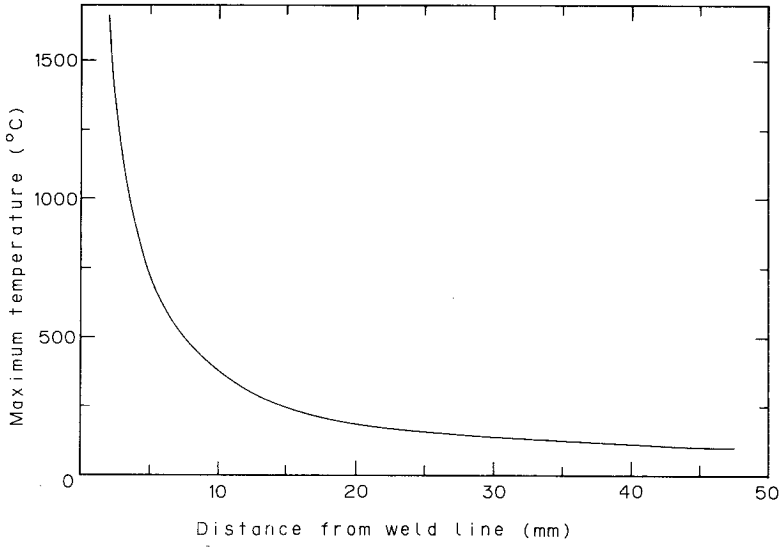


Fig. 2.8 Relation between maximum temperature and distance from weld line

2.5 溶接継手部の金属組織および機械的性質

(1) 金属組織

溶接継手部の金属組織についてＳＭ４１Ａ材とＤ４３０３棒の組合せを Photo. 2.4、ＨＴ６０材とＤ５００３棒の組合せ Photo. 2.5 にそれぞれ示す。いずれも溶接線に直角方向に切断した面の組織写真である。結果より、前節で述べたビード溶接の場合と同様な組織状態を示し、水中溶接では、ボンド部から溶接熱影響部にかけて急速冷却により組織が粗大化し、明瞭なマルテンサイト組織が観察され、大気中溶接では全般的に微細化されベイナイト組織がみられる。

(2) 引張試験

溶接継手部の機械的性質を調べるために引張試験を行なった。引張試験片の形状は、溶接金属部とボンド部にそれぞれ深さ2.5㎜の45°Ｖ形ノッチをを施した厚さ３㎜、ノッチ間距離15㎜のものである。Table 2.5 は引張試験結果を示したもので、溶接金属部にノッチを施した場合、ＳＭ４１Ａ材においては水中溶接、大気中溶接ともほぼ同様な値を示し、ＨＴ６０材においては約51kgf/㎟ と大気中溶接よりも約８kgf/㎟ 低下しているが、水中溶接においても十分な強度が得られた。しかし、水中溶接においてボンド部にノッチを施した場合の値は、大気中溶接の場合の約65％と低い値を示している。これ急速冷却によりボンド部近傍が硬化し、さらに拡散性水素の影響で脆化したためと考えられる。

引張試験を行なった破断面を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した結果、水中溶接の場合を Photo. 2.6 に、大気中溶接の場合を Photo. 2.7 にそれぞれ示す。水中溶接における破面はノッチの位置や組合せにほとんど関係なく、脆性破面よりは延性破壊であるディンプル破壊面が多く観察されたが、ノッチの近傍には粒界破面が見られる。次に大気中溶接においてはいずれの場合も延性破壊であるディンプル破面が主流をなし、ごくわずかに脆性破面が観察された。

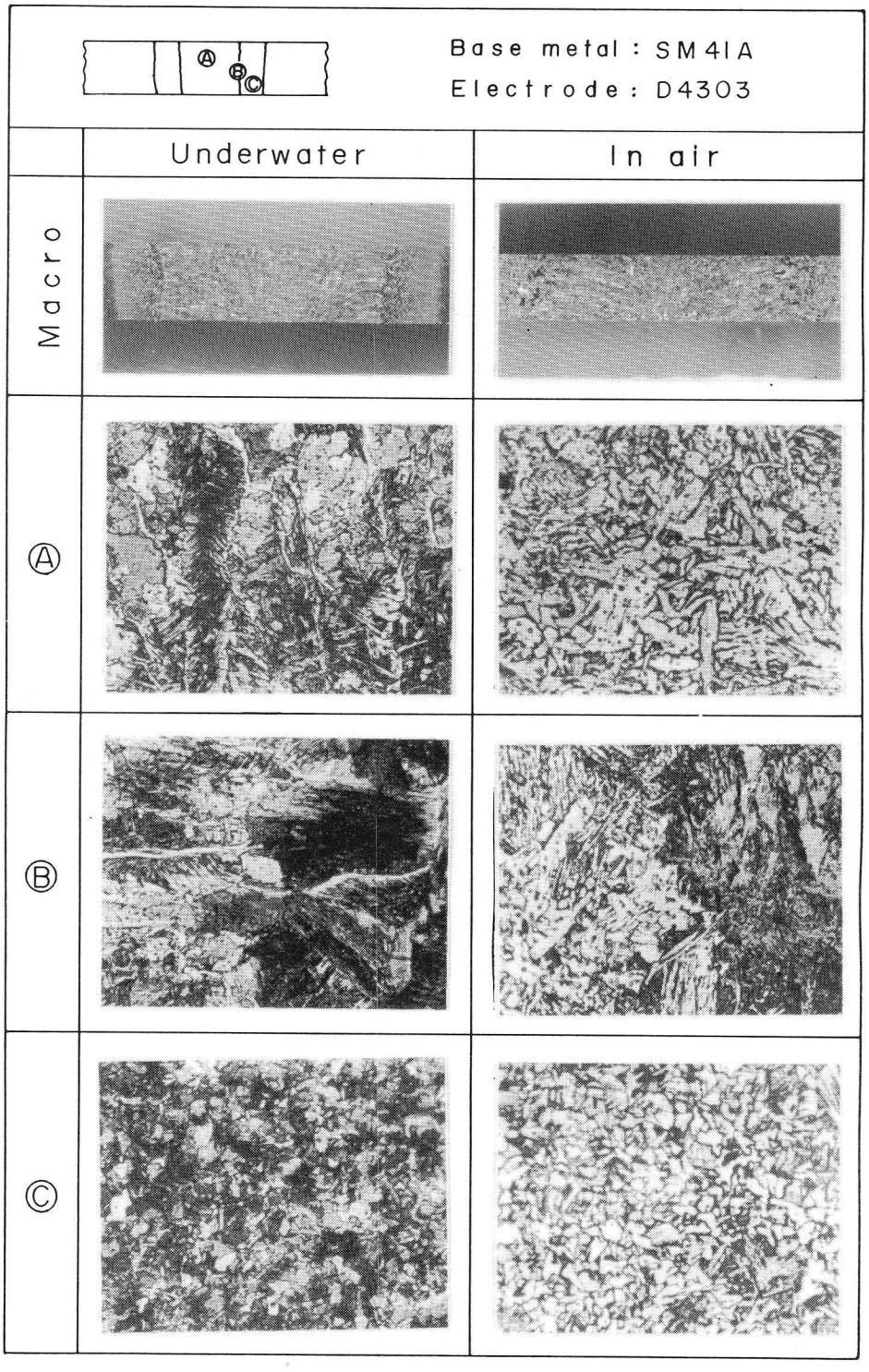


Photo. 2.4 Macro and micro structures of welded joint

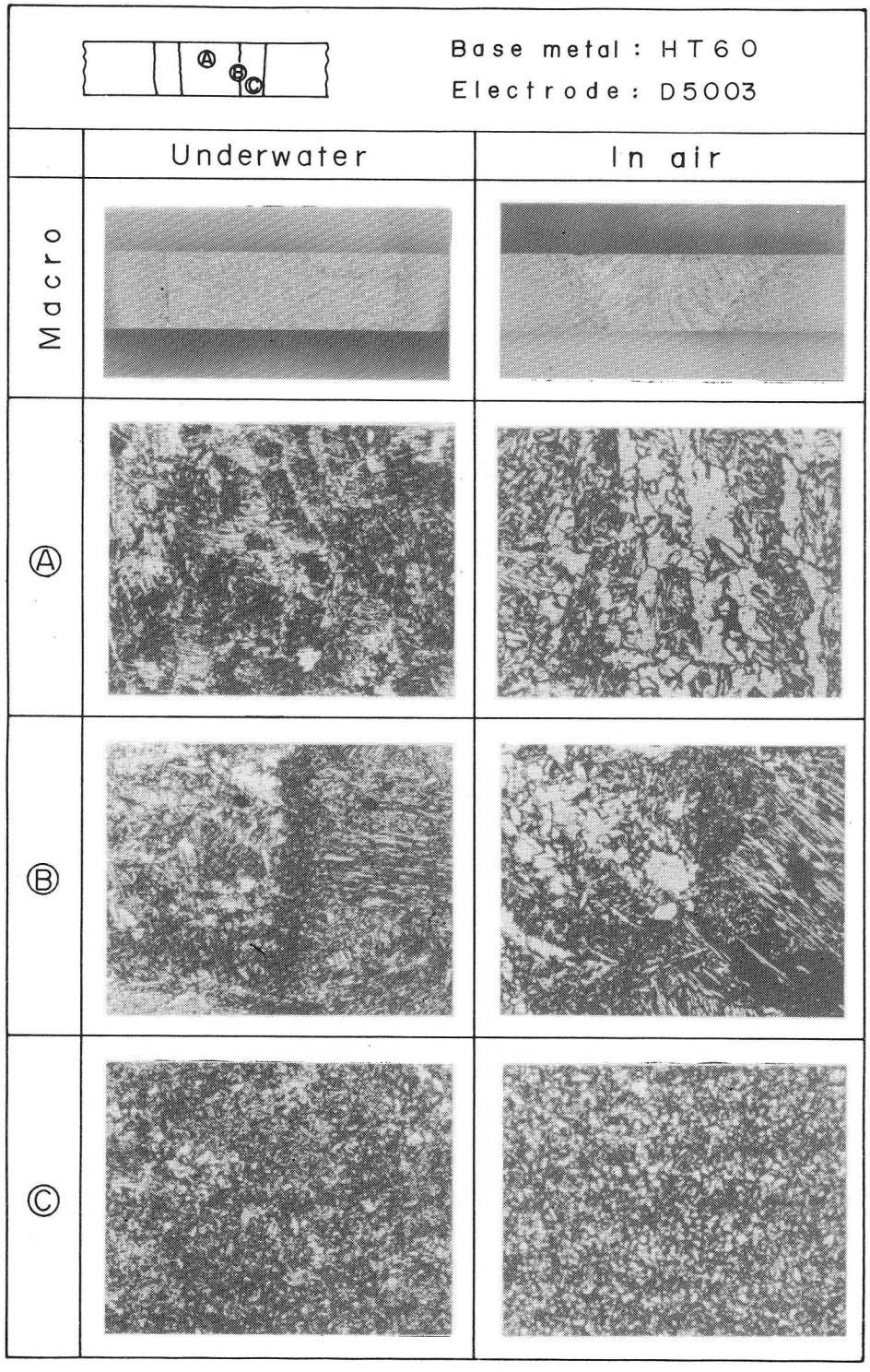
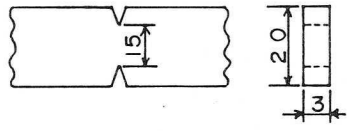


Photo. 2.5 Macro and micro structures of welded joint

Table 2.5 V notch tensile strength of weld metal and bond (kgf/mm^2)

	Underwater		In air	
	SM41A+D4303	HT60+D5003	SM41A+D4303	HT60+D5003
Weld metal	48.4	51.0	47.8	59.5
Bond	35.3	39.1	50.8	61.1



Dimention of tensile specimen

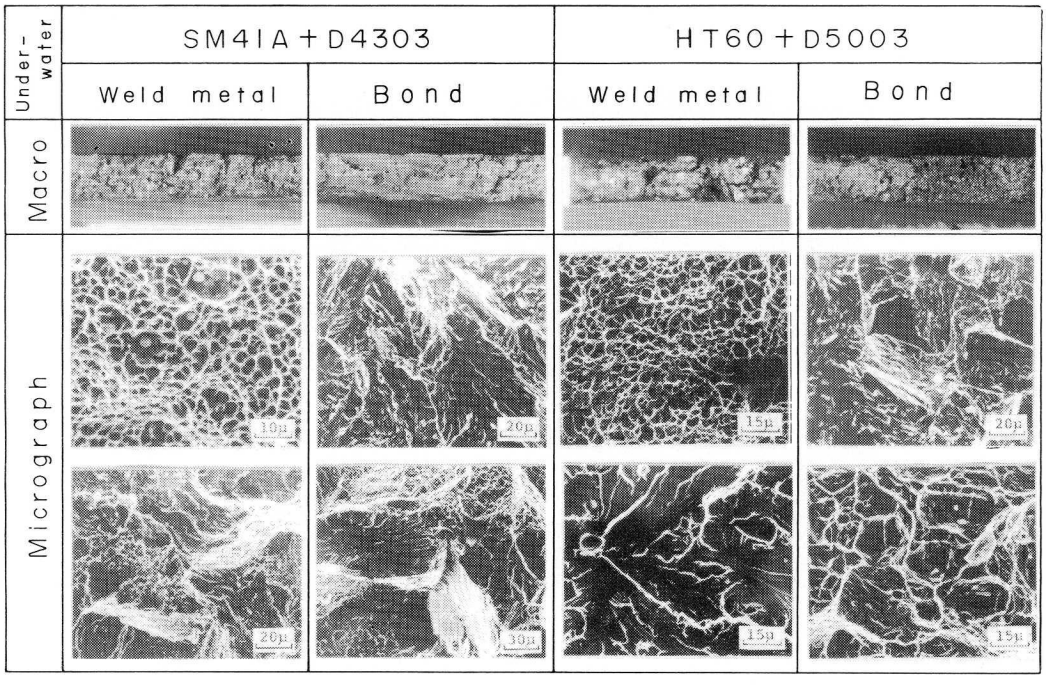


Photo. 2.6 Macro and micro fractographs of tensile test (Underwater)

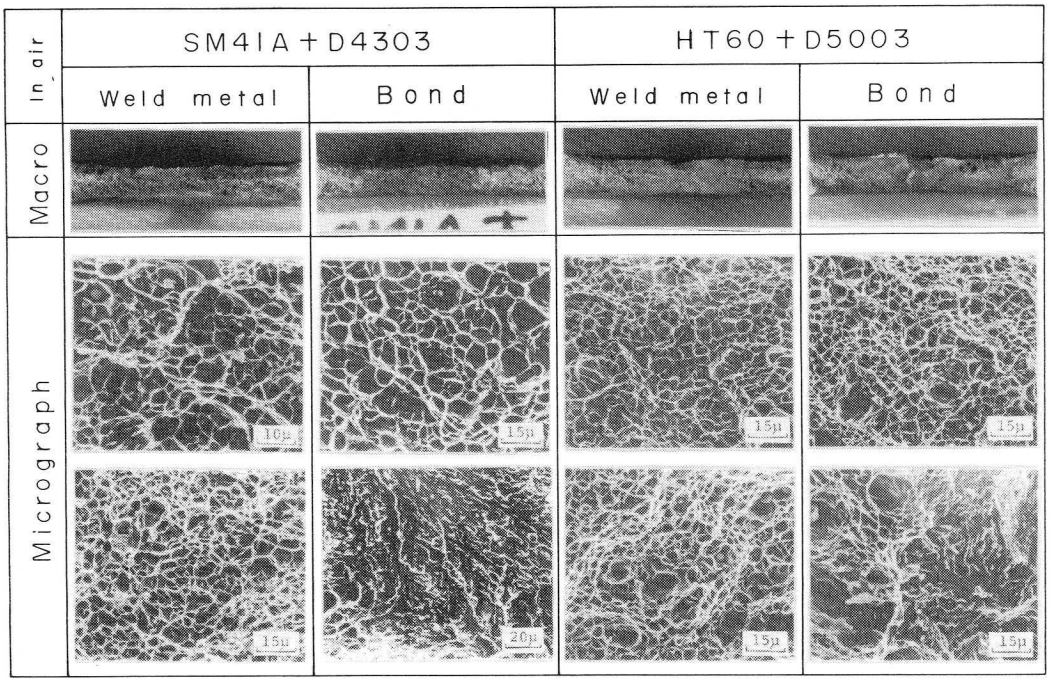


Photo. 2.7 Macro and micro fractographs of tensile test (In air)

(3) 衝撃試験

Fig. 2.9 に示すように長方形の2枚の板をI形突合せ継手形状にし、裏当金を用いて水中と大気中で1層溶接を行なった後、4×4×55㎜の試験片を作成した。そして、溶接金属部とボンド部に深さ1㎜の45°V形ノッチを施し、試験温度を100.20.0.-20.-76.-196℃の6種類でシャルピー衝撃試験機（10kgf・m）を用いて試験を行なった。なお、JIS Z 3112 では10×10×55㎜の試験片形状で深さ2㎜の45°V形ノッチとなっているが、本実験においては1層溶接によって得られる試験片形状をもとに寸法を定めた。その結果、せん断破面率で表した場合を Fig. 2.10 に示す。これより、せん断破面率が50％の遷移温度（vTs）は、大気中溶接で溶接金属部にノッチが位置している場合約－60℃と最も低い温度となり、逆に水中溶接でボンド部にノッチが位置している場合約0℃と最も高い温度となっている。比較のために行なった素材の場合は約－10℃となっている。このようにノッチがボンド部に位置しているよりも溶接金属部に位置している場合が低い

温度域にあることがわかる。溶接部近傍の硬度分布を測定した結果を、Fig. 2.11 に示す。これよりボンド部近傍より溶接金属部のほうが、また水中溶接よりも大気中溶接のほうがそれぞれ低い硬度を示し、前述したせん断破面率が50％の場合の遷移温度の値とよく対応していることがわかる。

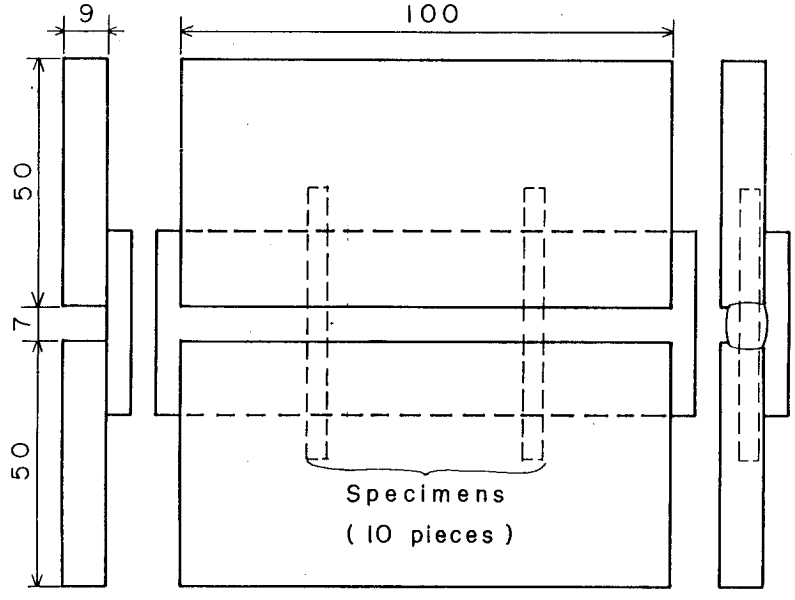


Fig. 2.9 Test plate and locations of impact test specimens

Photo. 2.8 は、ノッチの位置が溶接金属部内の場合で、衝撃試験温度が−20℃のときの代表的な破面のマクロおよびミクロ写真を示したものである。水中溶接時のマクロ破面は、切欠き底部の横収縮がほとんどなく、塑性変形を伴わない脆性破壊となっていおり、ミクロ観察においては、破面の大部分が擬へき開破壊であるリバーパターンとなっている。これに対して大気中溶接時のマクロ破面は、切欠き底部が板厚方向に大きな横収縮を生じ、塑性変形を伴った延性破壊となっている。ミクロ観察では、大部分がディンプル破面となっていることがわかる。なお、ノッチの位置がボンド部の場合も、上述とほぼ同様な状態となっていた。

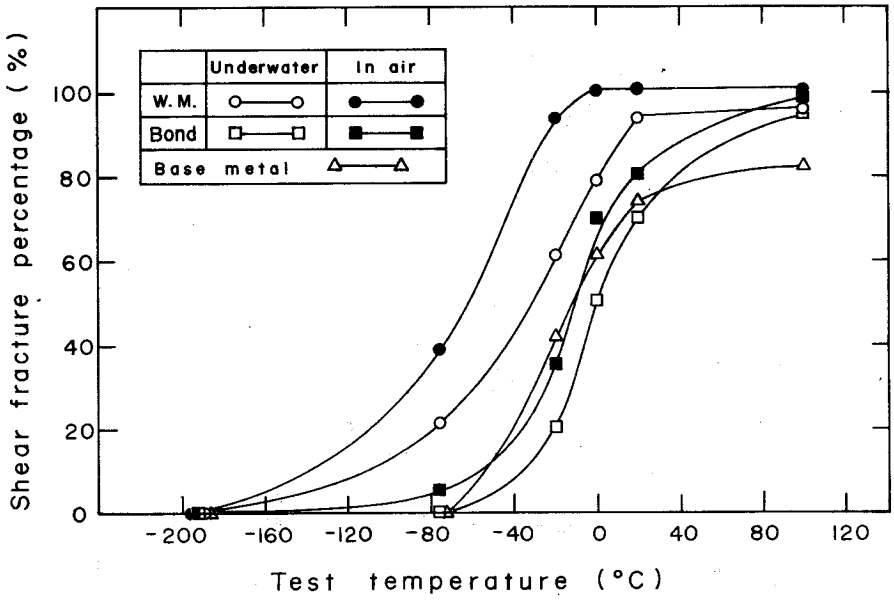


Fig. 2.10 Effect of fracture transition temperature on Charpy impact test (HT60+D5003)

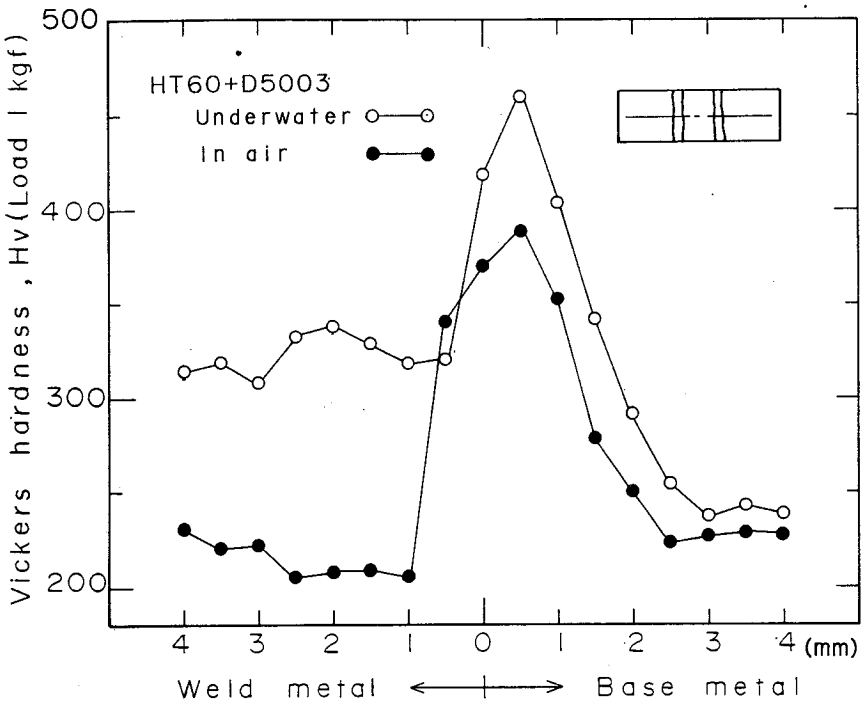


Fig. 2.11 Hardness distribution of Charpy impact test specimen

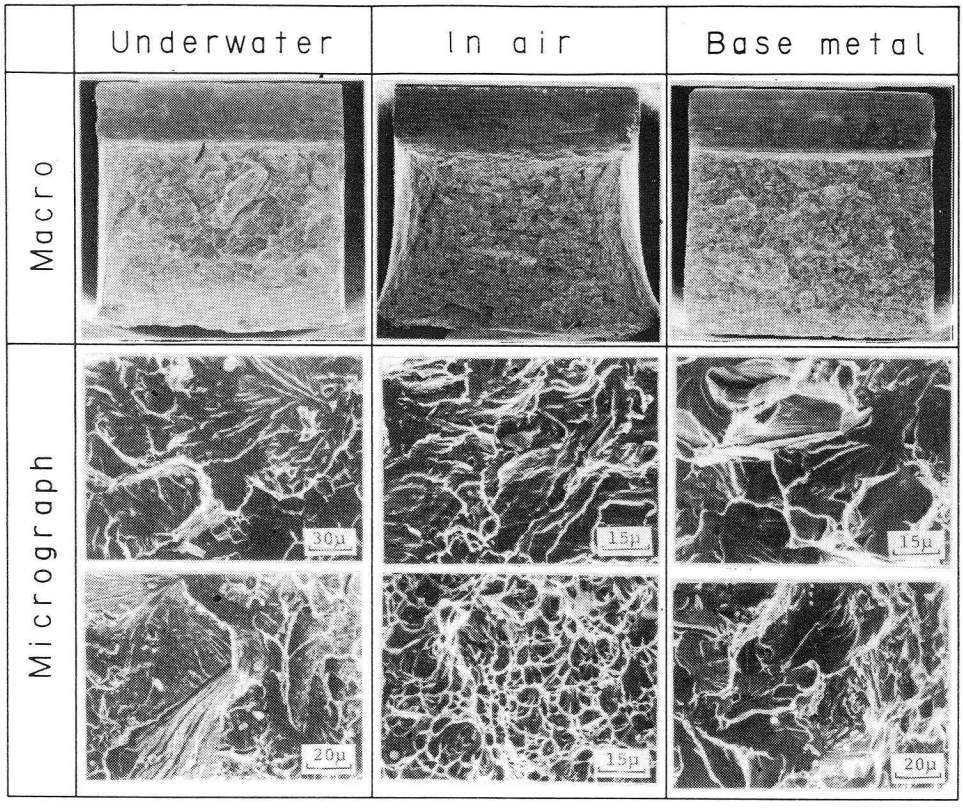


Photo. 2.8 Typical macro and micro fractographs of Charpy impact test at -20°C (HT60+D5003)

(4) 疲労試験

供試鋼材にV開先（開先角度60°）を施したのち、溶接棒D５００３を用いて水中と大気中で８～９層溶接して、Fig. 2.12に示すように溶接部が平滑部のほぼ中央になるように旋削加工し、＃1500のエメリー紙で研磨したのち、小野式回転曲げ疲れ試験機（回転数3600rpm、容量 10kgf・m）により疲労試験を行なった。なお、溶接終了から疲労試験を開始するまでの所要時間は約２時間である。Fig. 2.13は疲労試験によって得られたS－N曲線の結果を示したもので、比較のために素材の場合も列記した。破断はすべて溶接金属部内であった。結果より、疲労限は水中溶接の場合約 σ =15kgf/mm^2 となり大気中溶接の場合の約 σ =23kgf/mm^2 よりかなり低い値となっている（素材の場合は約 σ =25kgf/mm^2 ）。このような疲労限の違

いは、硬度が影響しているものと考えられるので疲労試験片の硬度分布を測定した結果を Fig. 2.14 に示す。測定位置は試験片の平滑部を軸方向に切断研磨したのち、表層より0.5㎜内部を0.5㎜間隔で軸方向に沿って測定した。その結果、水中溶接の場合、熱影響部の硬度は約Hv=320となっており、多層盛溶接のため焼きもどしと同様な熱処理効果を受けてかなり低下しているが、それでも大気中溶接の場合の約Hv=240よりかなり高い値となっている。次に疲労破断が起こった溶接金属部の硬度は、水中溶接・大気中溶接ともほぼHv=160～180となって、母材よりも低い値を示してい

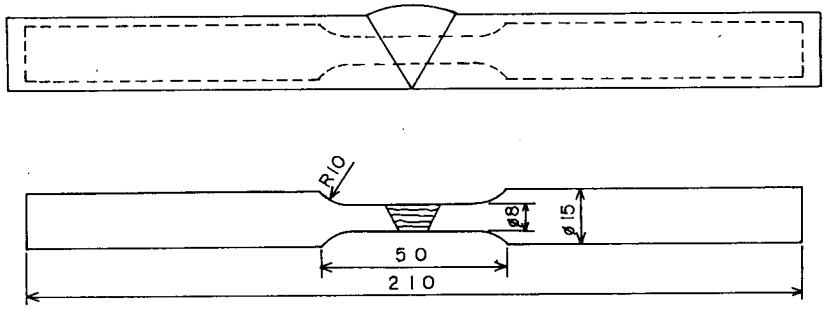


Fig. 2.12 Shape of fatigue specimen

る。このことより、硬度は疲労強度の値にさほど影響を与えないことがわかる。このように水中溶接部の疲労限が低い値を示しているのは、後述するように溶接金属部内に多量の水素が侵入して微小なブローホールや水素脆化にともなう線状組織などの欠陥が生じ組織敏感性が顕著に現れるため、被覆アーク溶接棒を用いて水中で溶接を行なう湿式水中アーク溶接において、耐疲労性を向上させるためには、水素による脆化組織を改善しなければならないものと考えられる。

次に疲労試験によって得られた破断面のマクロ写真の一例を Photo. 2.9 に示す。比較のために素材の破断面も列記した。水中溶接では、高および低繰返し応力いずれの場合でも、急熱急冷と水素の影響によると思われる金属光沢の脆性破面を呈し、水素の原因によるブローホールが観察される。

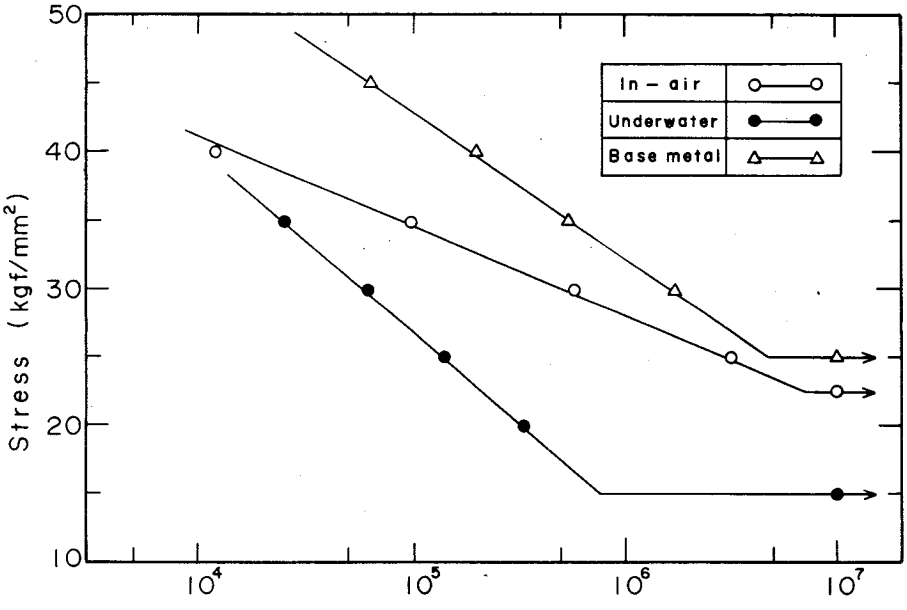


Fig. 2.13 S-N curves for smoothed specimen (HT60+D5003)

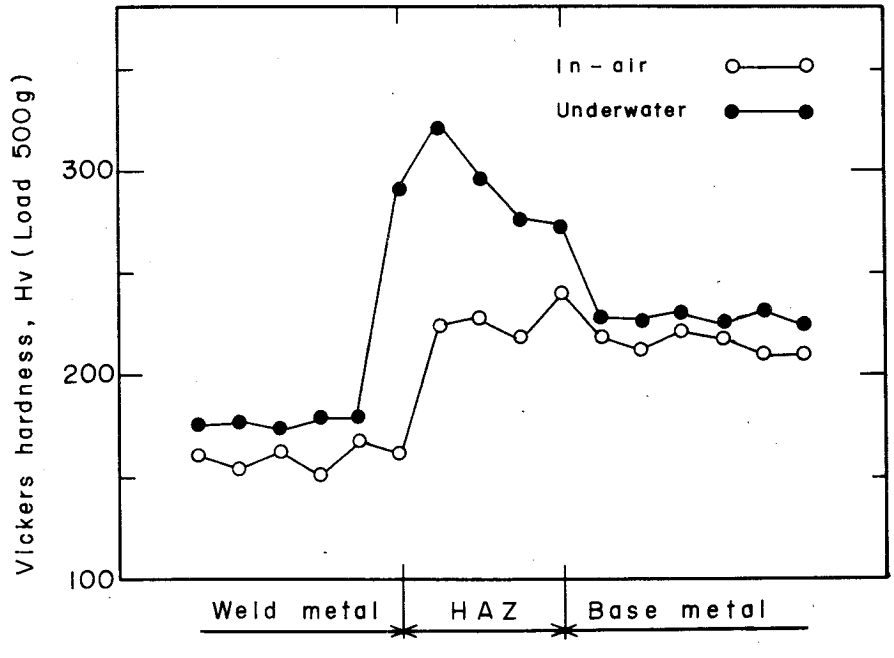


Fig. 2.14 Hardness distribution of fatigue specimen
(HT60+D5003)

大気中溶接では、絹糸を並べたようなねずみ色を呈した延性破面となって、疲労試験における特徴的な破面である繊維状域および放射状域が観察されたが素材の場合ほど明瞭ではなかった。また疲労試験によって得られた破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果の一例を Photo. 2.10 に示す。これより水中溶接における破面は、高繰返し応力において最終破断域と思われる破面の中央部付近には Photo. 2.10 (a) に示すようなディンプル破面が観察されたが、破面の大部分は Photo. 2.10 (b) のごとく水素擬へき開破面となっている。低繰返し応力時においても Photo. 2.10 (c)、(d)

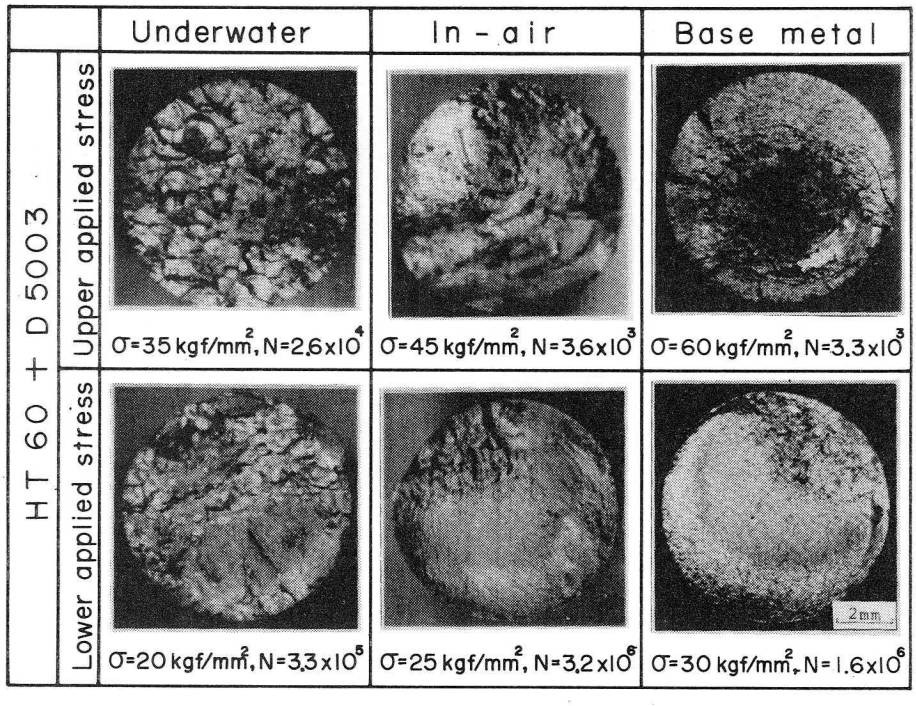


Photo. 2.9 Macrographs of fatigue fracture surface

のように水素擬へき開破面が主流となり、脆性破面を呈していることがわかる。これに対して、大気中溶接における破面は、いずれの繰返し応力においても Photo. 2.10 (f)、(g) のようなディンブル破面が多数観察され延性破面となっている。また、疲労破壊の特徴的な破面である Photo. 2.10 (e) (h) のようなストライエーション状模様も観察された。さら

に疲労試験を行なった試験片の破断部端面を保護するためにNiメッキを施したのち、軸方向に切断し研磨腐食して破断部近傍の組織観察結果をPhoto. 2.11に示す。結果より水中溶接においてはボンド部に近い溶接金属部内で破断したもので、その近傍の組織はフェライト（白い部分）とパー

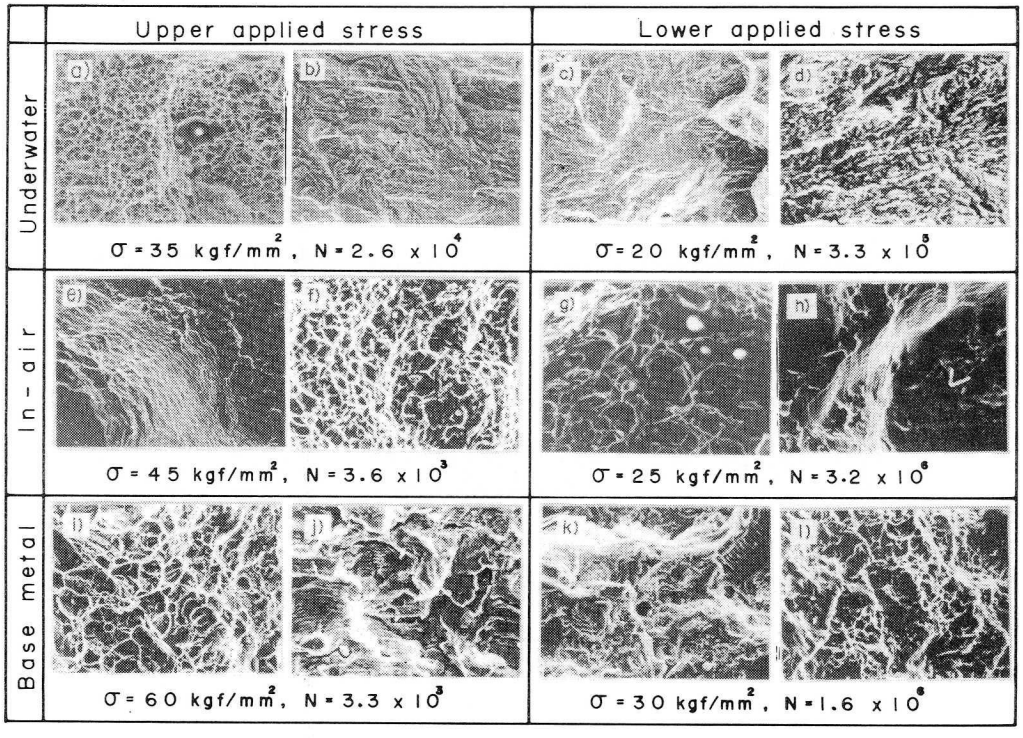


Photo. 2.10 Typical fractographs of fatigue fracture surface
(HT60+D5003)

ライト（黒い部分）が存在し、針状のフェライトは加熱と急冷によるウイッドマンステッテン状組織も観察される。大気中溶接においては、溶接金属部の中央付近で破断したもので、多層盛溶接により焼きもどしや焼きなましのような熱処理効果のために柱状組織が微細化され、ベイナイト組織となっていることがわかる。

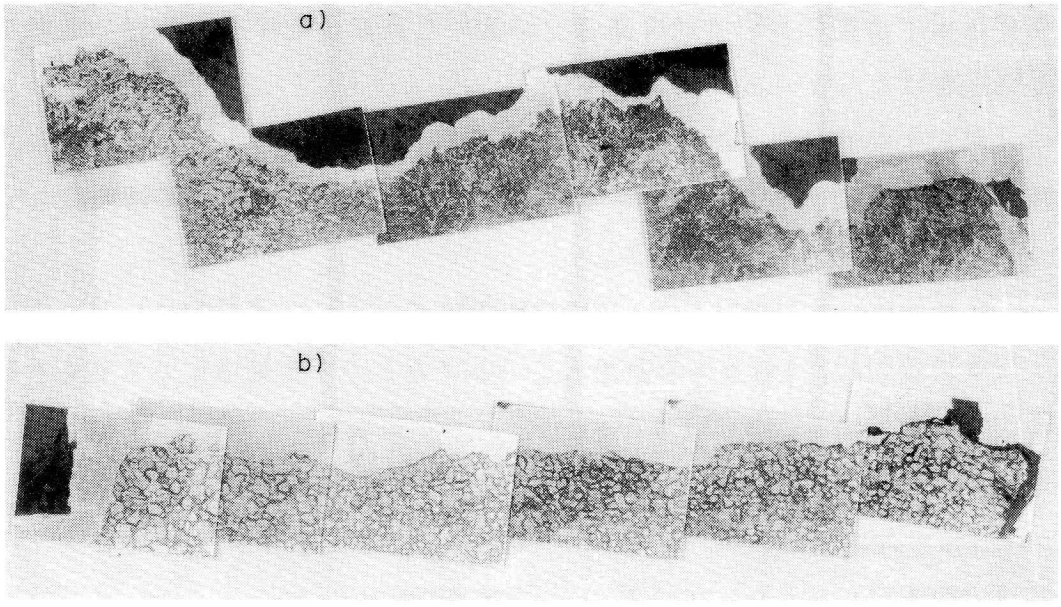


Photo. 2.11 Microstructures of fatigue fracture surface (HT60+D5003)
a) Underwater welding b) In air welding

2.6 結 言

本章では共金系被覆アーク溶接棒を用いて湿式水中溶接を行ない、溶接部に重要な影響を及ぼす冷却特性、硬度分布、金属組織および拡散性水素量などについて実験的検討を行ない、さらに溶接継手部の金属組織および機械的性質などについても検討した。

本章で得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 湿式水中アーク溶接におけるビード形状は大気中溶接に比べて必ずしも良好ではないが、ブローホールやスラグ巻込みなどの溶接欠陥はほとんど認められず良好な溶接部となっている。

(2) 溶接熱影響部の冷却特性において、いずれの環境でも最高温度はほぼ1200℃と同様な値を示しているが、800～500℃または800～300℃までの冷却時間には大きな相違があり、とくに水中溶接においては冷却速度が速いため溶接割れの発生に大きな影響を及ぼしている。

(3) 鋼の割れに影響を及ぼす因子の一つである溶接部の最高硬度 Hmax の

関係は水中溶接においては冷却速度が速いため適合せず冷却時間をも考慮しなければならない。

(4) 湿式水中溶接における溶接部近傍の顕微鏡組織観察を行なった結果、溶接金属部は柱状組織となり、ボンド部から熱影響部にかけては明瞭なマルテンサイト組織となっている。

(5) 拡散性水素量の値は、約400時間で放出が停止し、水中溶接においては大気中溶接の約2.3倍も多く放出していることより、溶接部に水素脆化や遅れ割れを誘発することになりやすい。

(6) 溶接金属部の酸素窒素の分析結果は、水中溶接での酸素の溶解量は約950ppmで大気中溶接の約1.8倍も、窒素の溶解量は約35ppmで逆に大気中溶接で約4倍も多くなっている。

(7) シャルピー衝撃試験において、せん断破面率が50%の場合の遷移温度（vTs）は水中溶接では高温側になり、さらにノッチがボンド部に位置しているときも高温側になる傾向が認められる。また、衝撃試験温度が−20℃における破断部のマクロおよびミクロ観察では切欠き低部の横収縮がほとんどなく塑性変形を伴わない脆性破壊で、破面の大部分は水素擬へき開破壊となっている。

(8) 水中溶接部の疲労限は、溶接金属部内に多量の水素が侵入し微小なブローホールや水素脆化に伴う線状組織などの欠陥で組織敏感性が顕著に現われ、しかも硬度も高くなっているためにかなり低い値となっている。

第3章　市販被覆アーク溶接棒による各種溶接割れ試験

3.1　緒　言

前章では共金系被覆アーク溶接棒を用い湿式水中溶接部における冷却特性、冶金的性質機械的性質および拡散性水素量などが溶接継手部の性能に及ぼす影響について検討した結果、溶接継手部の機械的性質については大気中溶接部とほとんど変わらない性能を示しているが、溶接部の硬度や拡散性水素量などにおいては大きな違いを示している。

いっぽう、高張力鋼の溶接時のルート割れに影響を及ぼす3大因子として、1）拡散性水素量、2）ボンド部の脆性と硬度、3）拘束応力があり、これらの因子は互いに関連性があって、そのうちの一つでも軽減できればルート割れの防止につながるものとされている。[35] このため従来より大気中溶接においては、これらの因子の軽減に努力がはらわれてきているが、これに対して湿式水中溶接を考える場合、1）に対しては大気中溶接よりも極めて多量の水素が溶解する。2）に対しては冷却速度が速いためより硬化し脆化をもたらすなど、大気中溶接よりも耐割れ性に対して不利となる。このため、湿式水中溶接はその使用限度がごく限られたものとなっている。しかし、湿式水中溶接はその取り扱いの簡便さ、継手形状に対する適用の容易さ、作業条件に対する範囲の広さなどから現実にはかなり広範囲に使用される可能性があり、湿式水中溶接の適用に対する溶接部の割れの特徴や割れ感受性などを正確に把握し、その改善方法を学問的および実用的の両面から検討することが必要と考えられる。

このような溶接部に発生する割れの大部分は低温割れで、特に突合せ溶接部における初層割れ（ルート割れ）についての研究が盛んに行なわれ、構造物における溶接部の割れ感受性が予想できるようになってきた。

本章においては、溶接部の硬度や拡散性水素が直接影響を与える溶接割れについて、高張力鋼用溶接棒や溶接金属部が室温でも水素の溶解度が大きく、熱影響部へ拡散する水素が極めて少ないオーステナイト系ステンレ

ス鋼用被覆アーク溶接棒を用いていろいろな角度から実験を行ない、大気中溶接と比較検討した。

3.2 使用材料および実験方法

3.2.1 供試鋼材および溶接棒

本研究に用いた供試鋼材は、市販の高張力鋼材ＨＴ６０（一部ＨＴ８０材も使用）で板厚はいずれも19mmである。それらの化学組成及び機械的性質を Table 3.1 に示す。

被覆アーク溶接棒は高張力鋼用ライムチタニヤ系Ｄ５００３およびオーステナイト系ステンレス鋼用Ｄ３０９とＤ３１０の３種類で、いずれも直径は４mmとなっている。あらかじめ使用前には充分乾燥し、防水処理は施さず実験に供した。それらの化学組成および機械的性質を Table 3.2 に示す。なお、溶接条件としてＤ５００３棒については前章と同様に行なったが、ステンレス鋼用溶接棒は、水中においてビード形状が良好で、しかもアークの安定性を考えて溶接電流を200Aとし、大気中においては電気抵抗が高く棒焼けを考慮して軟鋼溶接棒よりも低い150Aとした。溶接速度は前章と

Table 3.1 Chemical compositions and mechanical properties of commercial available steels used

1) Chemical compositions

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	Nb	B	V	Ceq	Pcm
SM50A	0.12	0.24	1.28	0.014	0.019	0.07	0.14	-	0.25	0.020	-	-	-	0.37	0.22
HT 60	0.14	0.46	1.32	0.016	0.013	0.07	0.15	-	0.27	0.019	0.036	-	-	0.41	0.25
HT 80	0.14	0.25	0.89	0.015	0.005	-	0.84	0.34	0.17	-	-	.0015	0.04	0.55	0.28

$$C\,eq = c + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

$$P\,cm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

2) Mechanical properties

	Yield point (kgf/mm^2)	Tensile strength(kgf/mm^2)	Elongation (%)
SM50A	35.	54	25
HT 60	44.	64	33
HT 80	81	87	26

Table 3.2 Chemical compositions and mechanical properties of deposited metal

1) Chemical compositions

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
D 5003	0.07	0.38	0.99	0.017	0.012	-	-
D 3 0 9	0.06	0.33	1.62	0.017	0.009	13.26	24.36
D 3 1 0	0.08	0.42	1.78	0.017	0.007	20.62	26.56

2) Mechanical properties

	Yield point (kgf/mm^2)	Tensile strength (kgf/mm^2)	Elongation (%)
D 5003	4 9	5 4	3 1
D 3 0 9	4 2	5 9	3 6
D 3 1 0	3 8	6 1	4 0

同様である。

組織観察のための腐食液は、ライムチタニヤ系溶接棒の場合は５％ナイタール液をもちいたが、ステンレス鋼用溶接棒の場合は王水（塩酸：硝酸：水＝３：１：２）を用いた。

3.2.2 実験装置および実験方法

湿式水中溶接における割れ感受性を調べるために各種溶接割れ試験を試みた。

(1) 非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験

非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験に用いる試験片の形状は Fig. 3.1 に示すように、溶接長40㎜、脚長６㎜、ルート間隔0.6㎜とした。試験溶接は縦板側と横板側の脚長を等しくするために、試験片を約 30°傾けて下向き１層溶接した。割れ検査は溶接終了後48時間以上経過したのち、顕微鏡あるいは浸透探傷法で表面割れを検出し、さらに溶接長のほぼ中央部を直角方向に切断して、顕微鏡にて割れ進展過程の観察を行なった。

(2) インプラント溶接割れ試験

インプラント溶接割れ試験装置は Fig. 3.2 に示すように、溶接母板イン

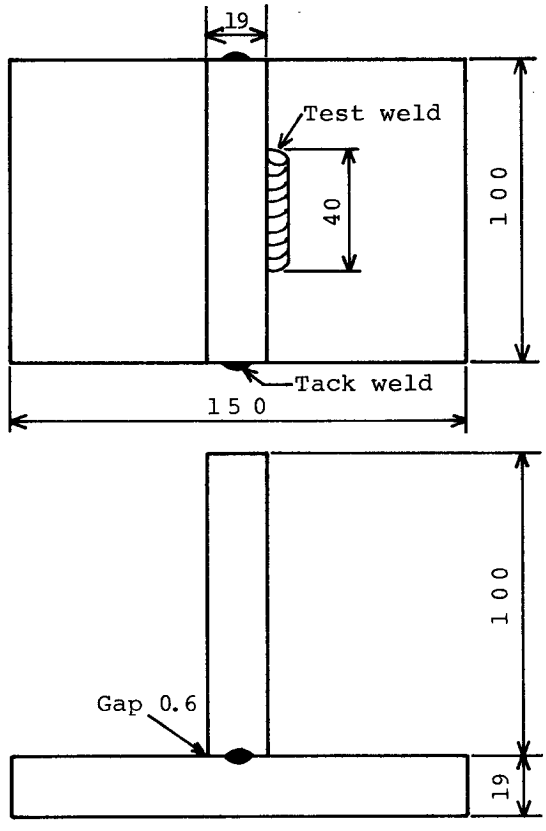


Fig. 3.1 Size of Non-restraint T type fillet weld cracking test specimen

プラント部と荷重負荷部より構成されている。母板の寸法は200×300×19㎜で、インプラント試験片を挿入するために直径6.1㎜の穴をあけ、溶接長100㎜の中央部に位置するようにした。負荷はテコを用いた定負荷方式の定荷重外的拘束割れ試験機である。負荷を与える時間は水中では溶接終了後約10秒、大気中では約2分でいずれも溶接熱影響部の温度は100～150℃となっている。負荷荷重の値はロードセルを介してデジタル歪計で読み取って算出し、破断時間は自動的に記録できるようにした。インプラント試験片の形状はFig. 3.3に示すごとく直径6㎜に深さ0.5㎜、ピッチ1㎜の40°V形スパイラルノッチとなっている。

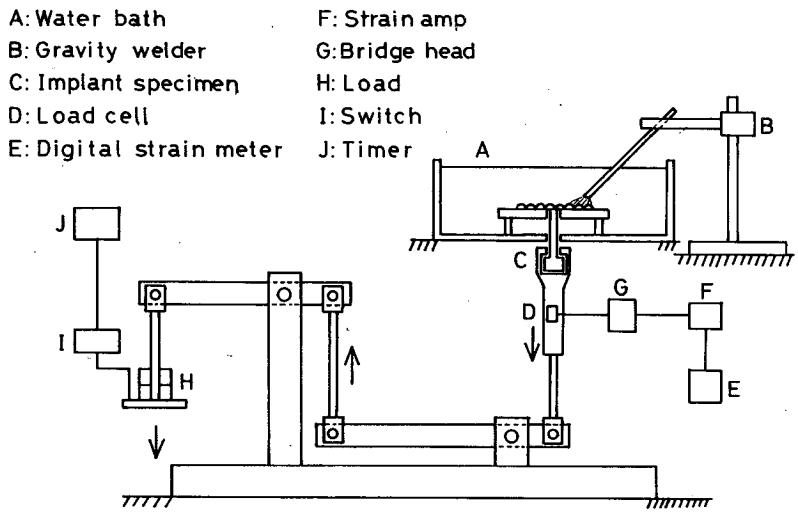


Fig. 3.2 Implant testing apparatus

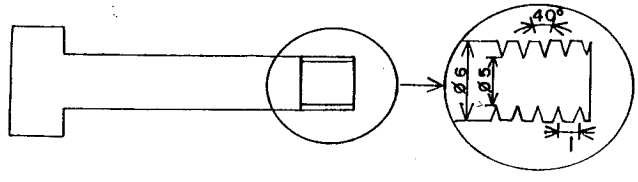


Fig. 3.3 Shape of spiral notch specimen

(3) ＴＲＣ試験

ＴＲＣ試験装置を Fig. 3.4 に示す。負荷はテコを用いた定負荷方式の定荷重外的拘束割れ試験機である。負荷を与える時間は、(2)と同様に水中では溶接終了後約10秒、大気中では約２分で、いずれも溶接熱影響部の温度は100～150℃となっている。負荷荷重の値はロードセルを介してデジタル荷重指示計で読み取り、破断時間は自動的に記録できるようにした。負荷応力の値は破断した試験片については破断部の垂直投影破断面積を求めて算出し、破断しなかった試験片については強制破断を行なった後、上記と同様な方法で算出した。ＴＲＣ試験片の開先形状は Fig. 3.5 に示すように

Oblique y開先（以下Small y 開先と呼ぶ）を用いたが、ＨＴ６０材とＤ５００３棒においては、比較のためにStraight Y開先、45°Single bevel開先（以下Large Y開先、45°レ形開先と呼ぶ）も用いた。いずれの開先形状においても溶接長さは30㎜、ルート間隔は2㎜で試験片の両端にはタブ板を取り付けて溶接による始端終端部の欠陥を取り除くようにした。

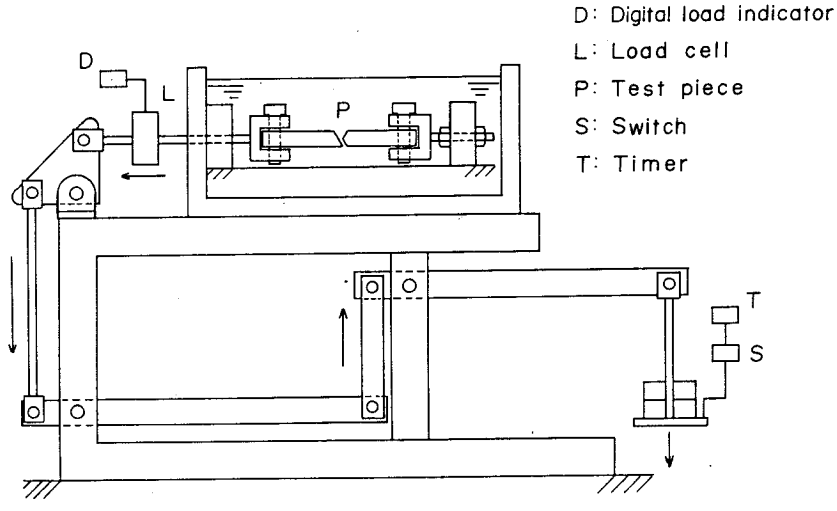


Fig. 3.4 TRC testing apparatus

3.3 溶接割れ試験

3.3.1 異材溶接における溶込率と化学組成

高張力鋼材の溶接においてステンレス鋼用溶接棒を用いた場合、一種の異材溶接となるため、母材の溶込率を考慮して溶接金属部の化学組成を調べるためにシェフラーの組織図が用いられる。Fig. 3.6はＨＴ６０材およびＨＴ８０材にＤ３０９棒およびＤ３１０棒を用いて溶接した場合、溶接金属部の化学組成を知るためのシェフラーの組織図である。前々項で述べた溶接条件において、溶込率を求めた結果は約40％であった。溶込率が40％における溶接金属部の組織は溶接棒Ｄ３０９においてはオーステナイト・マルテンサイトの２相組織域にあり、Ｄ３１０棒では完全オーステナイトの単相組織域になっている。このことよりＤ３０９棒における溶接金属部

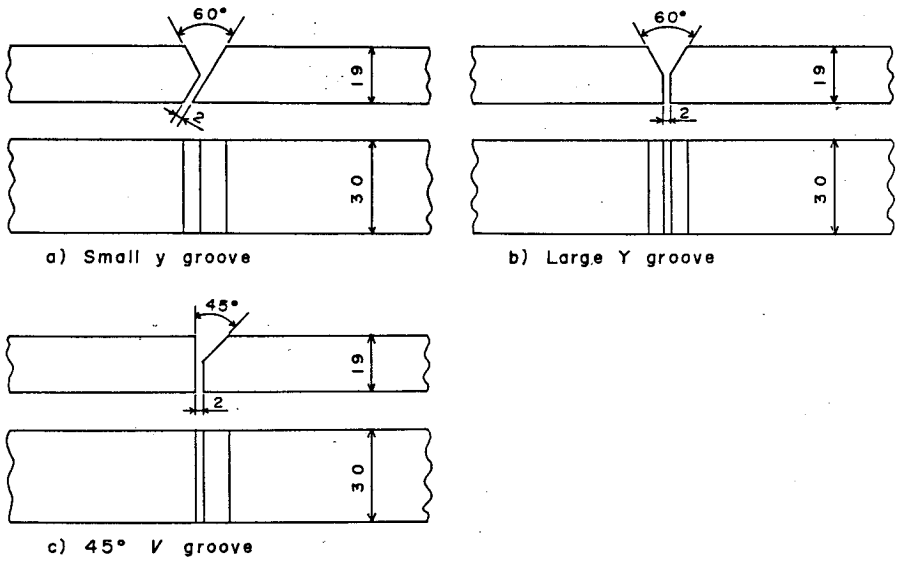


Fig. 3.5 Shape of grooves

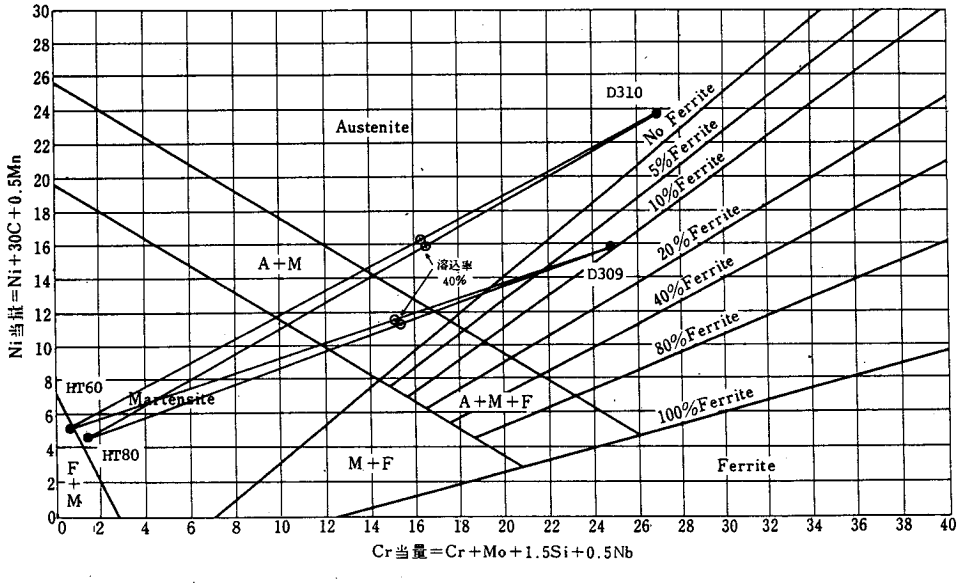


Fig. 3.6 Prediction of weld metal structures by Schaeffler's diagram

はマルテンサイト組織の発生で硬度が高く脆化をもたらし、D３１０棒においては高温割れの発生が考えられ、それらの結果が溶接割れに影響を与えるものと思われる。

3.3.2 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験

すみ肉溶接部に発生する割れには、ヒールクラック、トゥクラック、アンダービードクラック、ルートクラックなどがあり、これらの割れは突合せ溶接に比して応力の多軸性、冷却速度の複雑さ、ルート部、トゥ部の応力集中などの要因のため未知の部分が多いとされている。[36,37)]

低温割れの一種である非拘束T型すみ肉溶接割れ試験はヒールクラックとして知らされている。このヒールクラックはビード下のかくれた個所に発生するため、割れの検出が困難であるのみならず突合せ溶接の初層割れのように裏はつりで除去することが不可能であり、溶接施工上大きな問題を含んでいる。そのため割れの発生温度と発生時期とを把握することは、割れの発生原因を知り、その防止対策を考える上で重要である。

そこで変位と時間および変位と温度との関係を同時に調べるためにFig. 3.7に示すような装置を用いて実験した。なお変位は縦板の中央部を横板面より95㎜はなれたところで測定し、変位角に換算した。また、溶接熱サイクルを測定する感熱部は溶接線の中央部に位置するように横板に裏面より穴をあけCA熱電対にて行なった。

Fig. 3.8は水中溶接の場合の測定結果を示したもので、いずれの組合せにおいても変位角は溶接終了後急激に増加し、約60秒では全変位角の95%にも達していることがわかる。また変位角が大きい値を示しているのはD３１０棒であり、これは溶接金属部の線膨張係数がD３０９棒やD５００３棒のそれより高いために冷却による収縮が大きくなってものと考えられる。

割れの進展状況について顕微鏡観察を行なった結果、D３０９棒およびD３１０棒には全く見られないが、D５００３棒においては割れが観察された。Photo. 3.1はHT６０材とD５００３棒の組合せで水中溶接を行

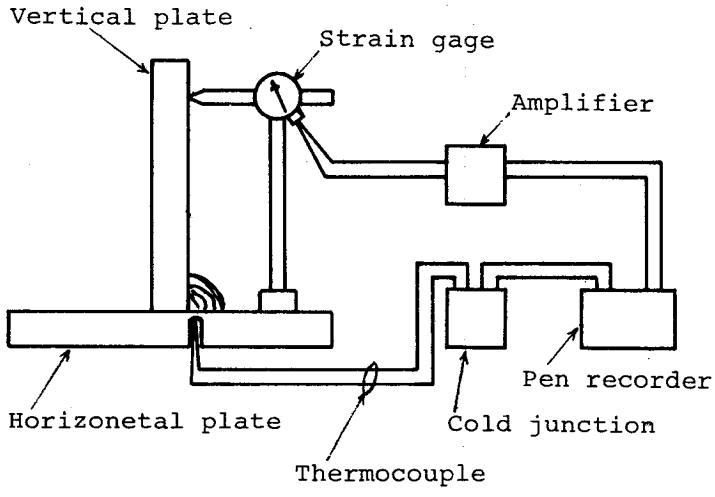


Fig. 3.7 Schematic diagram of cracking detection apparatus

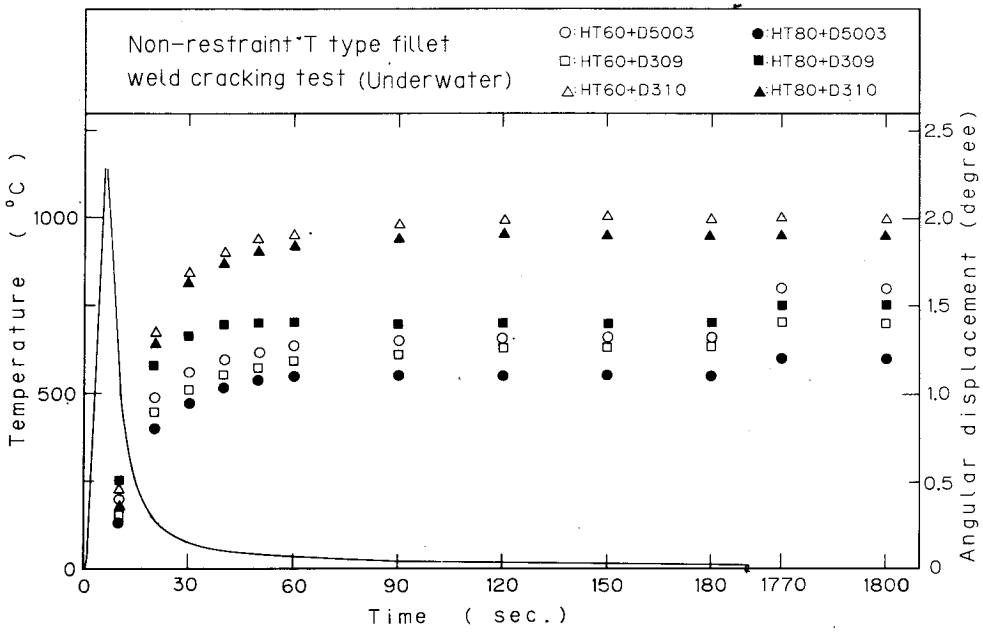


Fig. 3.8 Relation between angular displacement and time

なった場合のマクロおよびミクロ観察結果で、割れは縦板側においてルート部より熱影響部へ進展している。Photo. 3.2 は大気中溶接の場合で横板側においてルート部より発生し熱影響部へ進展している。水中溶接と大気中溶接において割れの発生位置の違いは拘束度の影響によるものと考えられる。すなわち水中溶接においては急速冷却のため拘束度が大きくなり縦板側に割れが発生している。坪井ら[38]は拘束度と割れの位置について、

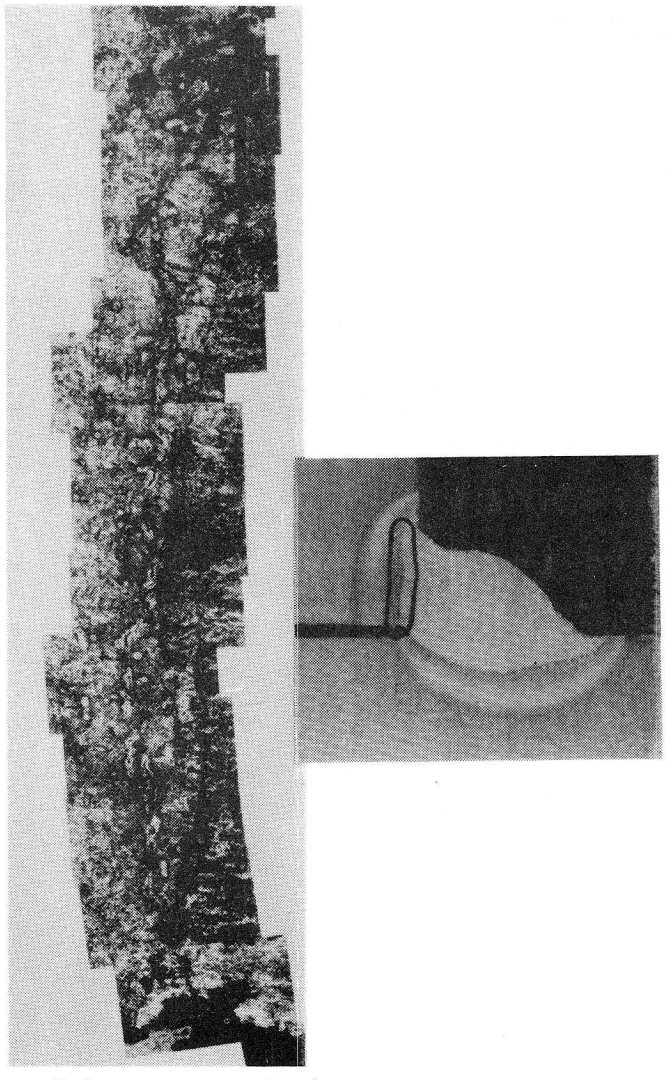


Photo. 3.1 Macro and micro structures adjacent to the weld crack of Non-restraint T type fillet test (Underwater : HT60+D5003)

拘束度が大きい場合は縦板側に、拘束度が小さい場合には横板側に発生すると報告していることとよく一致している。また溶接棒が割れに及ぼす要因として溶接金属部の強度や拡散性水素量および溶込み形状も考慮しなければならないものと思われる。次にＨＴ８０材とＤ５００３棒の組合せにおいてマクロおよびミクロ観察を行なった結果、水中溶接の場合を Photo. 3.3 に示す。これより、ルート部より発生した割れは溶接金属部へ進展したいわゆる溶接金属割れとなっている。この割れは溶接部の冷却速度が大きく、しかも合金元素を多く含んでいる溶接金属部が熱影響部よりも割れ感受性が高くなり、遅れ割れをおこしたものと考えられる。Photo. 3.4 は大気中溶接の場合で、ＨＴ６０材とよく類似した割れの形態となっている。

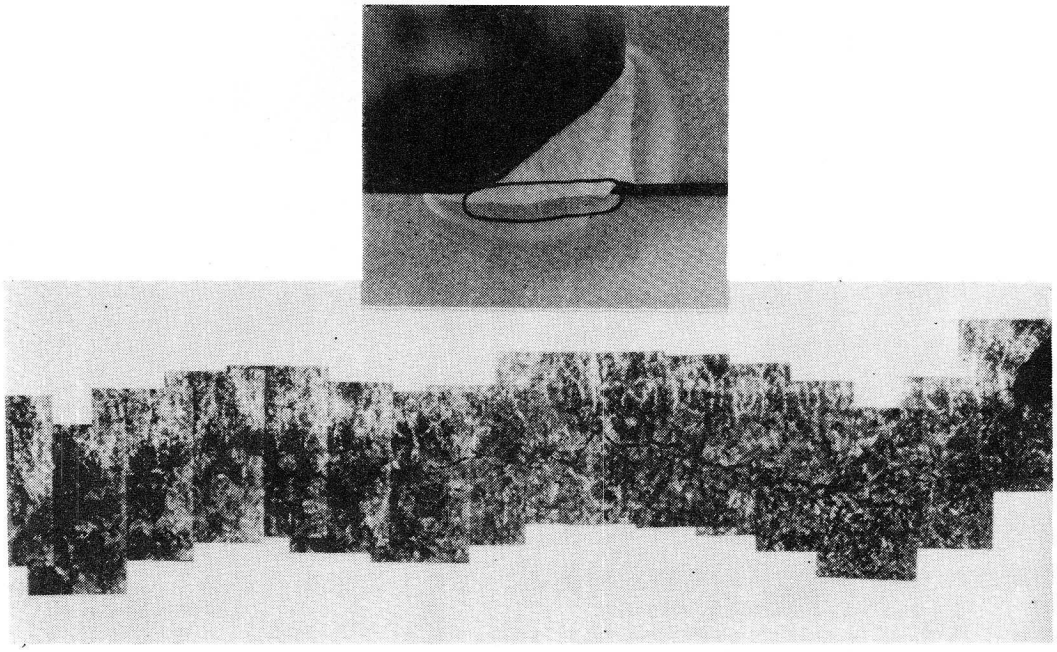


Photo. 3.2 Macro and micro structures adjacent to the weld crack of Non-restraint T type fillet test
(In air : HT60+D5003)

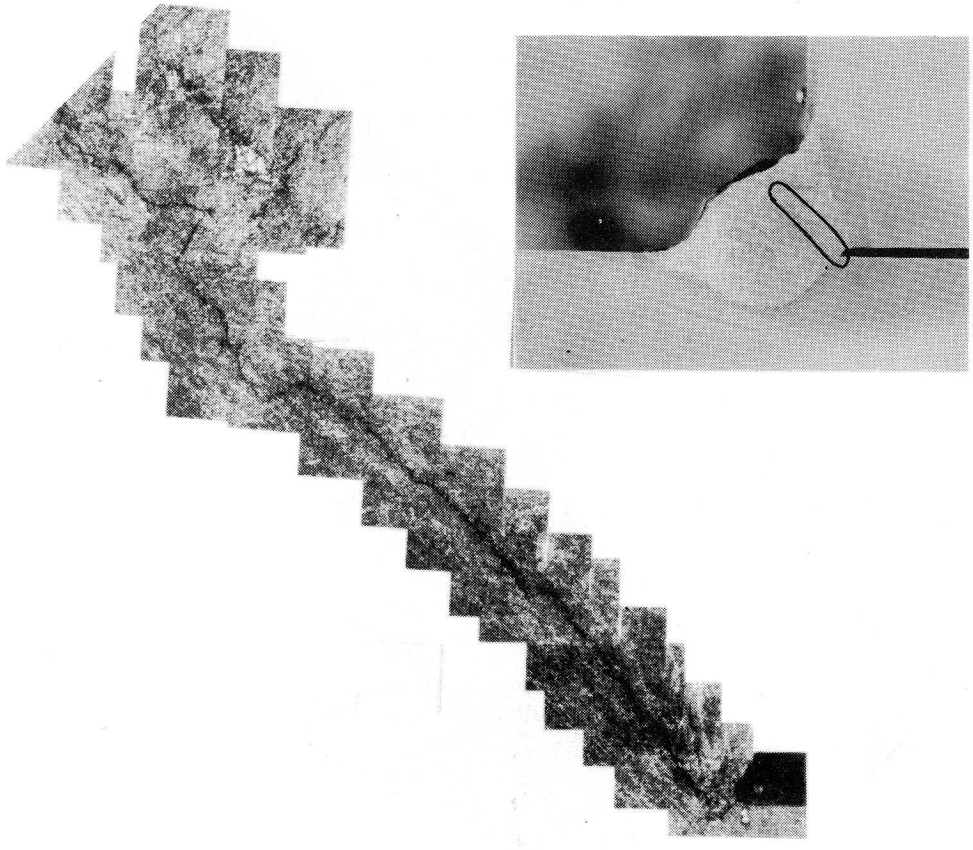


Photo. 3.3 Macro and micro structures adjacent to the weld crack of Non-restraint T type fillet test (Underwater : HT80+D5003)

3.3.3 インプラント溶接割れ試験

インプラント溶接割れ試験法はGranjon[39]によって推奨され溶接割れを再現する試験方法として利用されている。この試験法は、小容量の試験機で試験片も小さくて済み経済的である。しかも拘束割れ試験やＣＴＳ試験に比して外部拘束応力の影響を検討することができるという利点をもち、溶接割れのみでなく、溶接部の変態挙動や溶接性など広範囲な実験に用いられている。また、溶接熱影響部の低温割れ感受性を評価する試験方法としてよく用いられている。[40]

Fig. 3.9は高張力鋼ＨＴ６０材のインプラント溶接割れ試験結果を負荷

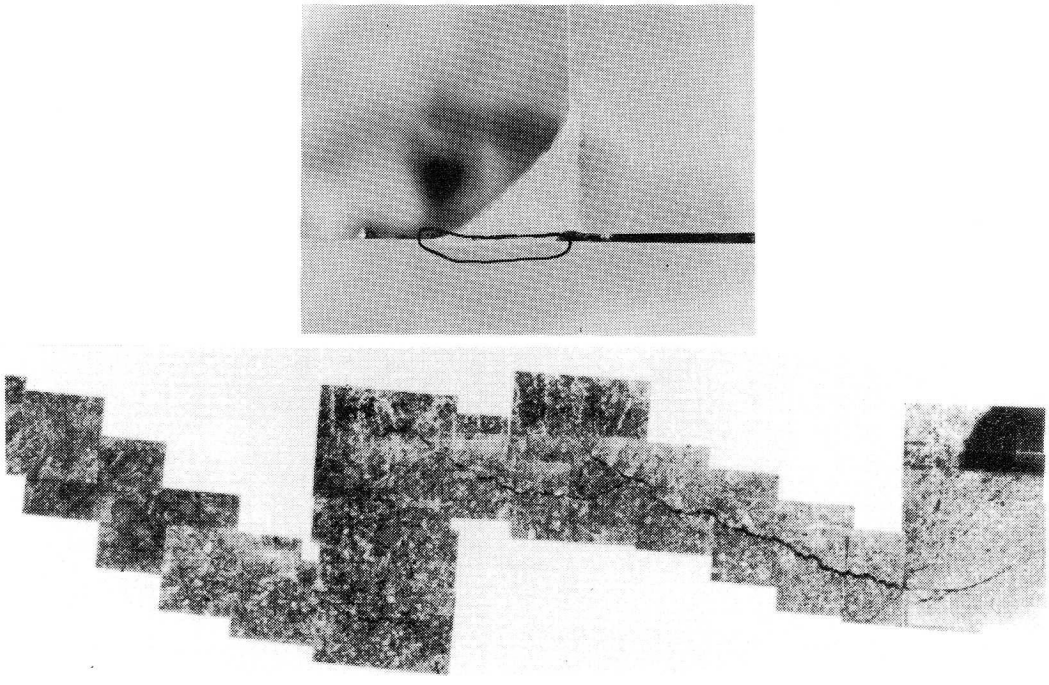


Photo. 3.4 Macro and micro structures adjacent to the weld crack of Non-restraint T type fillet test (In air : HT80+D5003)

応力と破断時間との関係で示したものである。いずれの溶接環境においても溶接棒Ｄ５００３は負荷応力の低下と共に破断時間は長時間側に移動し遅れ破壊的な破断傾向を示し、溶接によって導入された水素にもとずく現象であることがわかる。これは前章でも述べたように溶接金属部に拡散性水素が多量に侵入したことよりもわかる。しかし、ステンレス鋼用溶接棒Ｄ３０９およびＤ３１０では溶接金属部が室温でも水素の溶解度が大きく、しかも熱影響部への拡散がきわめて少ないことより遅れ割れの現象は見られないことは、坂口らの報告とよく類似している。[41)]

結果より水中溶接における下部限界応力（σcr）impはＤ３１０棒で約43kgf/㎟と高い値を示し、ついでＤ５００３棒で約34kgf/㎟となり、Ｄ３０９棒では約22kgf/㎟と最も低い値を示している。大気中溶接における下部限界応力（σcr）impはＤ３１０棒で約65kgf/㎟と最も高い値を示し、Ｄ３０９棒で約63kgf/㎟、Ｄ５００３棒で約55kgf/㎟となって、いずれの

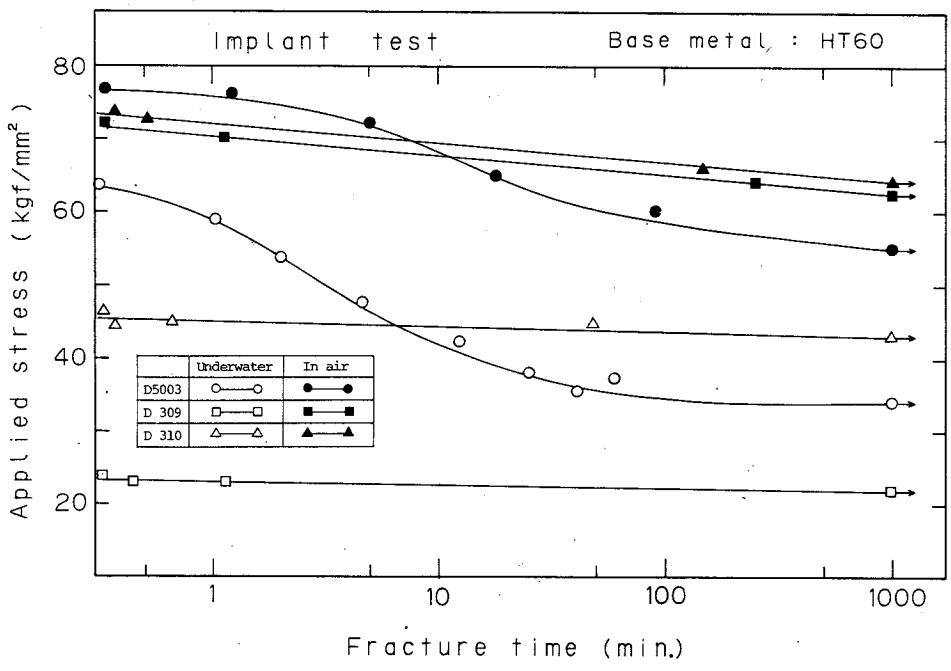


Fig. 3.9 Relation between applied stress and fracture time

場合も水中溶接よりは高い値を示している。このように水中溶接を行なった場合、D５００３棒においては溶接金属部に拡散性水素が多量に侵入し、熱影響部への拡散により水素脆化や急冷による硬化組織をもたらし、D３０９棒においては急冷によりボンド部近傍にボンドマルテンサイト組織ができたために限界応力値が低くなったものと考えられる。

インプライト溶接割れ試験で破断しなかった試験片のマクロおよびミクロ組織観察結果を Photo. 3.5 に示す。水中溶接の場合、いずれの組合せにおいてもボンド部から溶接熱影響部にかけて急冷により組織が粗大化し、明瞭なマルサンテンサイト組織が観察される。次に溶接金属部において、D５００３棒ではオーステナイト粒界に沿って粗いアシキュラーフェライト組織がみられる。D３０９棒ではシェフラーの組織図に示したようにオーステナイトとマルテンサイトの領域内にあり速い冷却速度によってオーステナイトがマルテンサイトに変態したものと考えられる。D３１０棒では溶接線方向に発達した柱状晶組織となっている。またボンド部に観察され

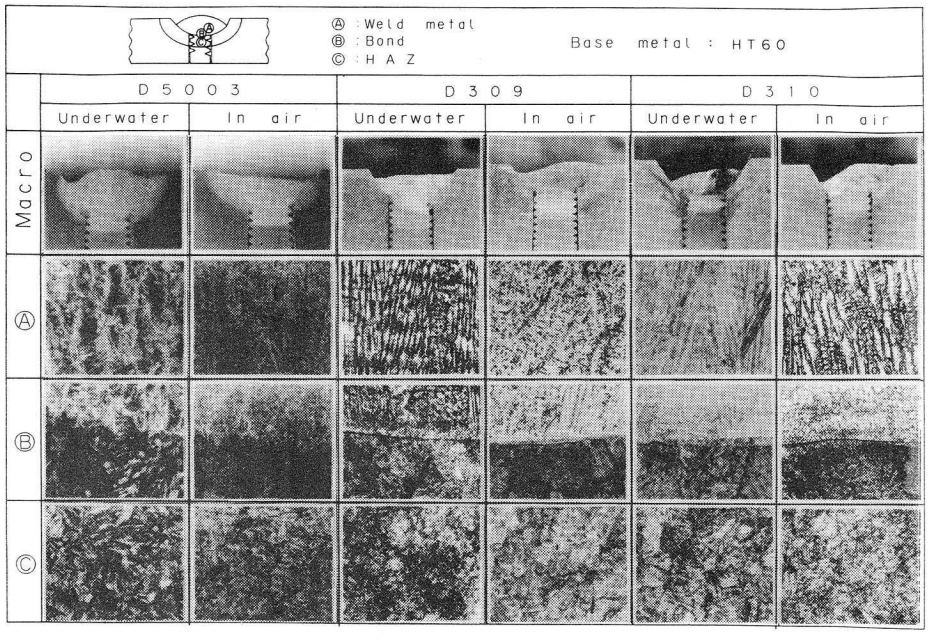


Photo. 3.5 Macro and micro structures of Implant test

る帯状の黒い線は炭化物の析出ではないかと思われる。なお、帯状の黒い部分の拡大写真の結果を Photo. 3.6 に示す。

インプライト溶接割れ試験によって得られた破断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果の一例を Photo. 3.7 に示す。その結果、同一溶接環境においてはいずれの組合せでも同様な破面形態を示している。すなわち、水

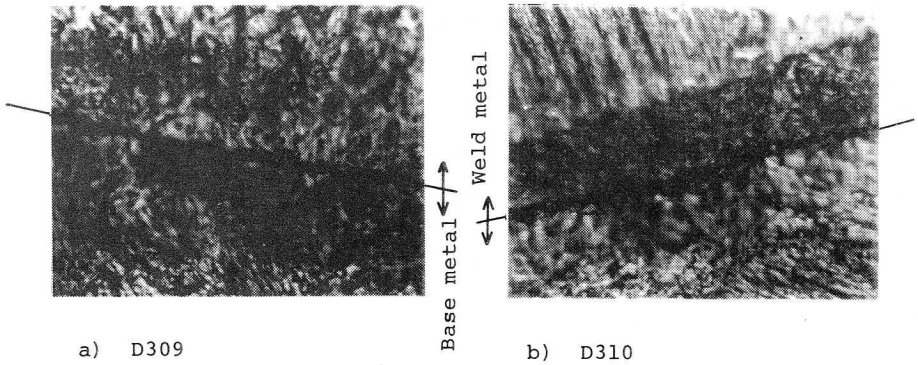


Photo. 3.6 Microstructure of Implant test near bond
(Underwater , HT60)

中溶接においては、破断の大部分が水素擬へき開破壊で、Ｄ３１０棒の場合をのぞいてノッチ周辺には多数の粒界破壊があり、破面の中央付近には、わずかながら延性破壊であるディンプル破面が観察された。いっぽう、大気中溶接においては大部分がディンプル破面で、わずかではあるが粒界破壊の存在が認められた。このように水中溶接における破面形態の特徴は、水素が大きく影響していることになる。この現象は菊田ら[42,43]により報告されている水素擬へき開破面の特徴と酷似している。

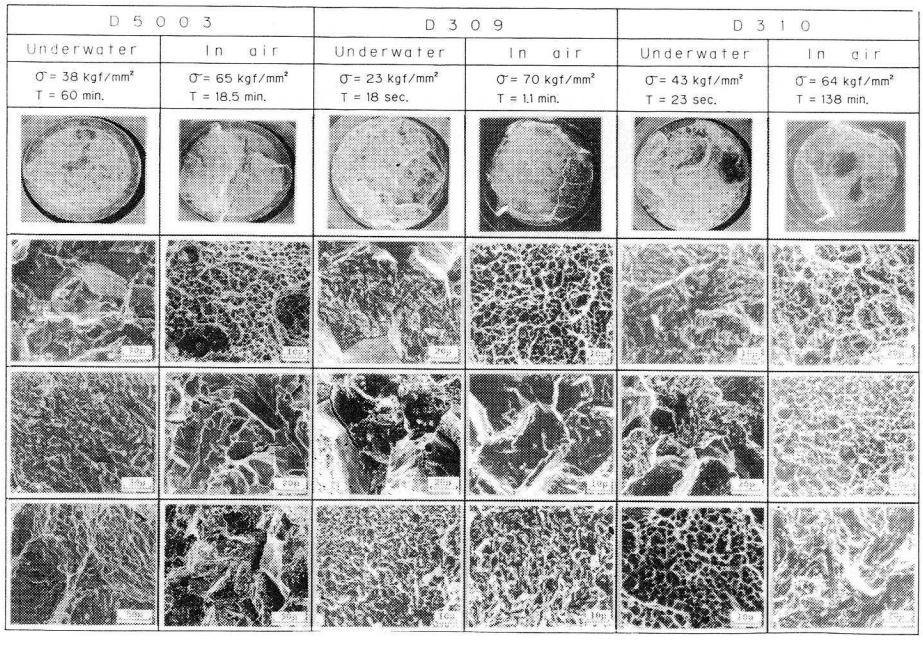


Photo. 3.7 Macro and micro fractographs of Implant test

3.3.4 ＴＲＣ試験

ＴＲＣ試験はTensile Restraint Cracking Testの略で、引張拘束割れ試験とも言われ高張力鋼のルート割れに及ぼす拘束力の影響を定量的に求めることが出来る。[44,45] Fig. 3.10はＴＲＣ試験片ＨＴ６０材とＨＴ８０材を用いて市販の高張力鋼用溶接棒Ｄ５００３とオーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒Ｄ３０９およびＤ３１０の３種類で水中にて溶接した結果、

負荷応力と破断時間との関係を示したものである。その結果、限界応力値はＨＴ８０材とＤ３１０棒の組合せが最も高く約σ＝37kgf/㎟となっている。逆にＨＴ６０材とＤ３０９棒の場合が最も低く約σ＝９kgf/㎟となっている。このことは後述する硬度分布からもわかるようにＤ３０９棒においては急冷により溶接金属部が焼入れ硬化性を示して高くなり、しかも脆化をもたらしたものと考えられる。Ｄ３０９棒とＤ３１０棒においては、溶接金属部に溶解した拡散性水素が熱影響部へほとんど拡散しないため遅

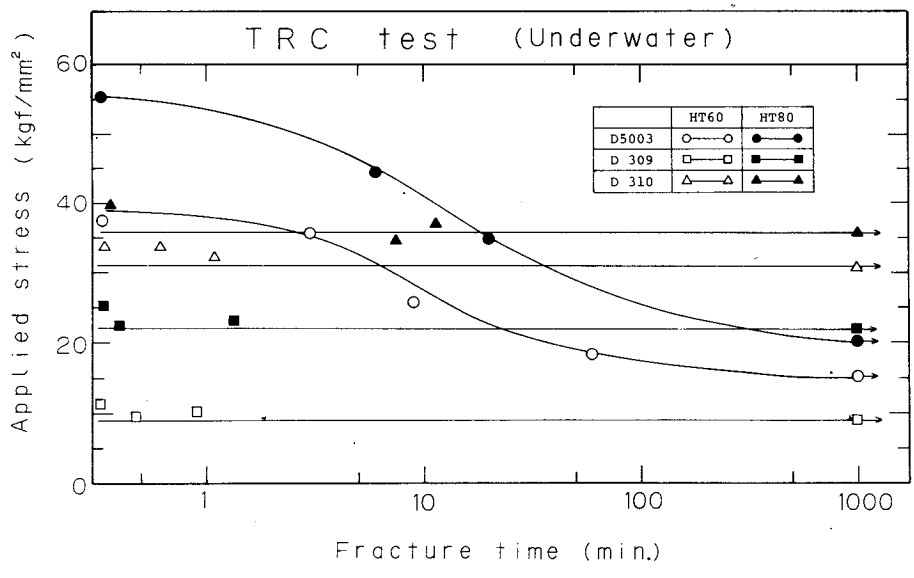


Fig. 3.10 Relation between applied stress and fracture time of TRC test (Underwater)

れ割れを示していない。Fig. 3.11 は鋼のルート割れに影響を及ぼす因子の一つであるボンド部近傍の脆性について、ＴＲＣ試験を行なった試験片のビード長の中央部をビードに直角に切断し、その横断面において、のど厚のほぼ中央部を板厚に平行な方向に0.5㎜間隔で硬度分布を測定したものである。これより、ボンド部近傍の粗粒熱影響部の硬度が高く、Ｄ５００３棒では約Ｈv=450にもなっている。溶接金属部の硬度は、Ｄ３０９棒の場合が高く約Ｈv=350となり、逆にＤ３１０棒は約Ｈv=150と低い値を示している。これはその領域が、完全オーステナイトの単相組織のためである。

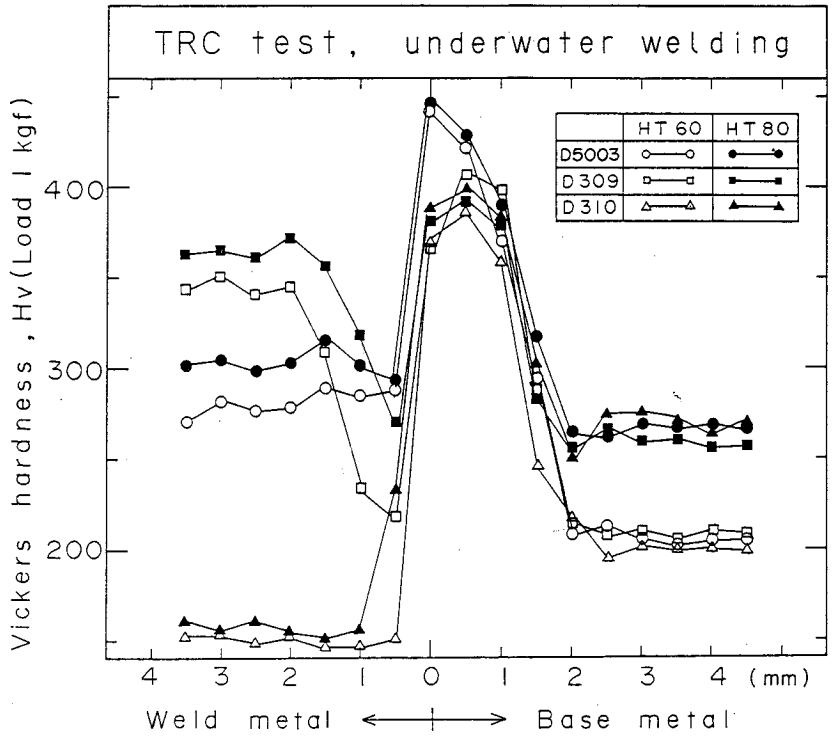


Fig. 3.11 Hardness distribution in the weld of TRC specimen

次に、ＴＲＣ試験における代表的な割れの進展を示したマクロ写真結果をPhoto. 3.8に示す。溶接棒Ｄ５００３において、ＨＴ６０材の場合の割れは、ルート部より発生しボンド部に沿って伝播しているが、ＨＴ８０材ではルート部より溶接金属部へ伝播した溶接金属割れとなっている。これはＨＴ８０材の割れ感受性が高く、しかも拡散性水素も大きく影響したものと考えられる。Ｄ３０９棒においてはルート部より発生した割れはＤ５００３棒と同様に溶接金属部へ伝播している。これは、硬度分布の結果よりも明らかのように急冷によりマルテンサイト組織となり硬度が高く、しかも拡散性水素の影響で脆化したものと考えられる。Ｄ３１０棒はルート部より発生した割れがボンド部に沿って伝播している。これはボンド部近傍がマルサンテイト組織のため硬度が高く脆化したものと思われる。なお、Ｄ３１０棒において溶接金属部内に高温割れが観察された。

次に、供試鋼ＨＴ６０材と溶接棒Ｄ５００３を用いて、開先形状の違い

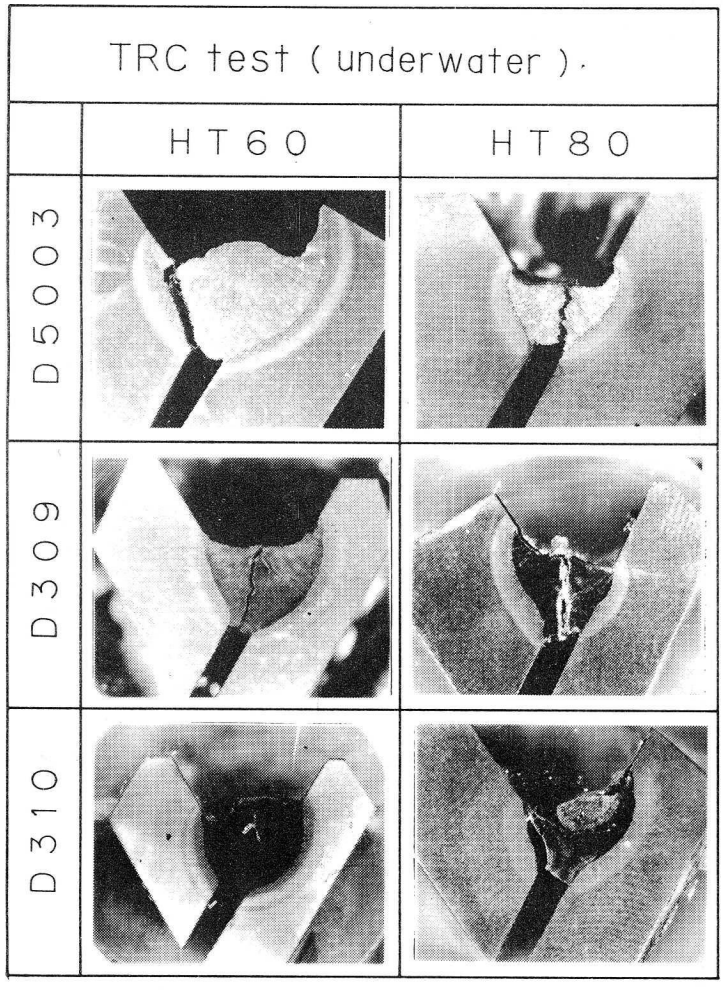


Photo. 3.8 Typical root cracks in the weld of TRC specimen

による負荷応力と破断時間との関係をFig. 3.12に示す。水中溶接における限界応力値（σ cr）はLarge Y開先の場合約19 kgf/mm²と高く、Small y開先で約15 kgf/mm²、45°レ形開先で約11 kgf/mm²と最も低い値となっている。これに対し、大気中溶接においてはLarge Y開先で約71Kgf/mm²と最高の応力値を示し、Small y開先で約68 kgf/mm²、45°レ形開先で約21 kgf/mm²を示している。

いっぽう、いずれの溶接環境においてもLarge Y開先の場合が高く、逆に45°レ形開先の場合が低い値となっている。同一環境において、冷却速度

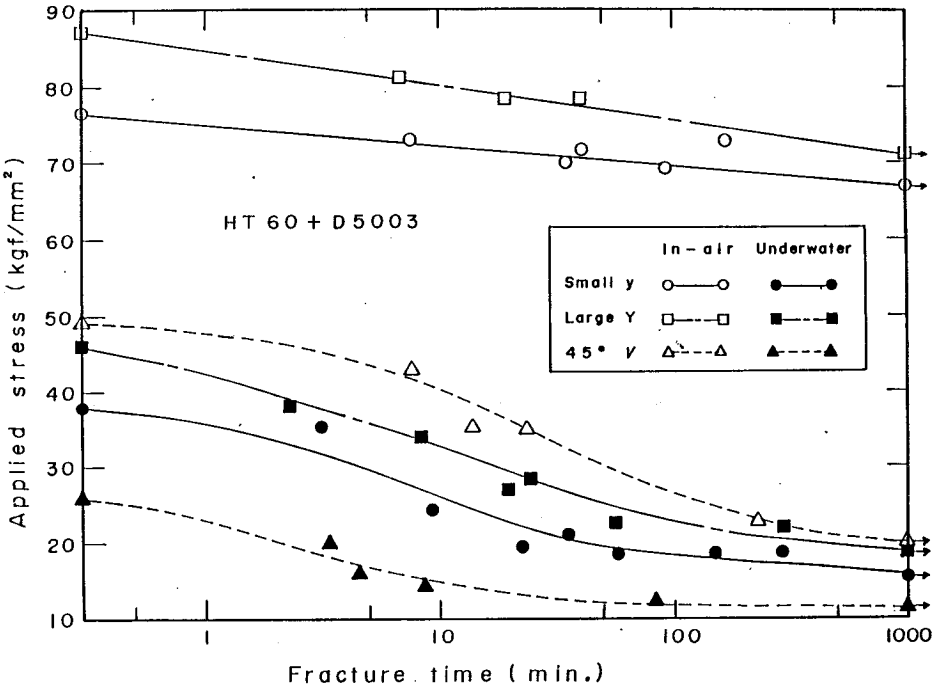
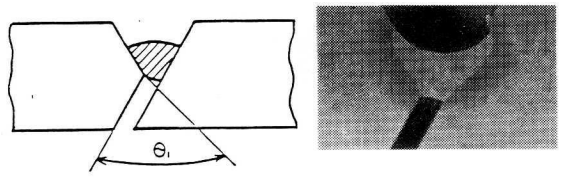
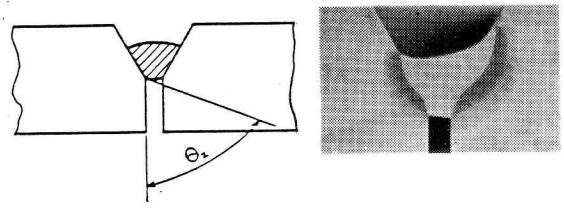


Fig. 3.12 Relation between applied stress and fracture time

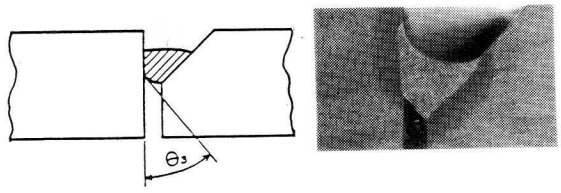
や硬度およびボンド部近傍の組織などは開先形状が異なっても低温割れの発生する溶接熱影響部の冶金的相違はほとんどみられなかったため、ルート部の溶込み形状と局部応力について検討した。Fig. 3.13 は開先形状の違いによるルート部近傍の溶接金属部と母材部とのなす角Θについて示したもので、ルート部の切欠き形状すなわち応力集中率KtはLarge Y ≦ Small y＜45°レ形となっていることがわかる。この応力集中率Ktは百合岡ら[46] の報告によれば60°Small y と Large Y 開先でKt≒4、45°レ形開先でKt≒8となっており、水中溶接においては著者らの開先形状の違いによる限界応力値（σ_{cr}）の減少率とよく一致しているが、大気中溶接においはのど厚の影響で減少率が大きくなっていることがわかる。このように、特に水中溶接においてはレ形開先形状は応力集中の点からできるだけさけるべきだと考えられる。



a) Small y groove



b) Large Y groove



c) 45° V groove

Fig. 3.13 Relation between shape of groove and stress concentration

Photo. 3.9 はＴＲＣ試験においてＨＴ６０材にＤ５００３棒を用いて溶接し、負荷した状態で16時間以上経過しても破断しなかった試験片についてビード長に直角方向に切断してボンド部近傍を観察したものである。その結果、ｂ）の大気中溶接では微小割れは見られないが、ａ）の水中溶接ではルート部において粗粒域のマルテンサイト組織のところに微小割れが発生しており、一本の連続した割れではなく小さな別々のミクロ割れの集合となっていることがわかる。

ＴＲＣ試験によって得られたLarge Ｙ開先試験における破断面の代表例を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 3.10 に示す。ａ）は水中溶接の場合で破面の大部分が水素擬へき開破壊で、粒界破壊も多数見られたが、ビード上面近くにはディンプル破面が少々観察された。ｂ）は大気中溶接の場合で大部分がディンプル破面となり、延性的な破壊となっているが、ルート部の近くには、粒界破壊が観察された。

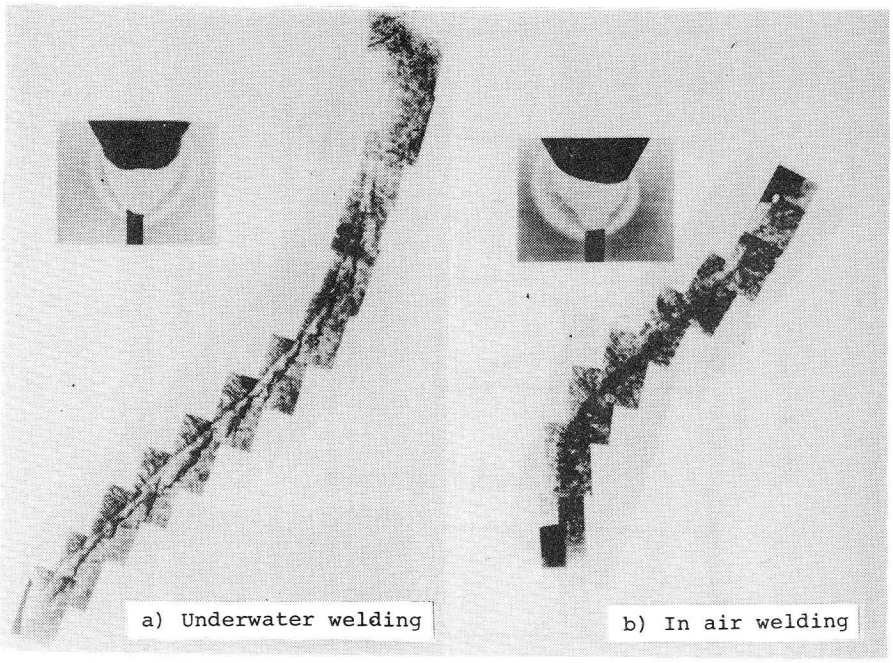
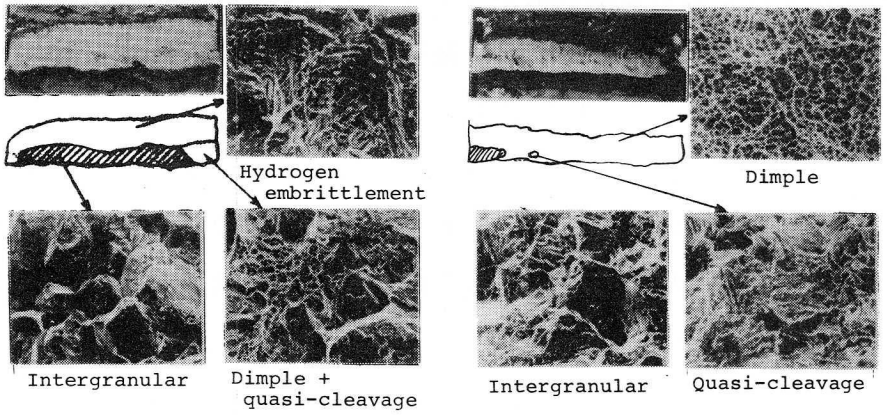


Photo. 3.9 Microfissure in root area of TRC specimen



a) Underwater welding b) In air welding

Photo. 3.10 Typical micro fractographs of root crack obtained with SEM

3．4　結　言

本章では、市販の被覆アーク溶接棒を用いて湿式水中溶接を行なった場合、ルート割れに影響を及ぼす因子である拡散性水素量やボンド部の脆性と硬度、さらに拘束応力などが直接影響を与える溶接割れについて検討を行なった。

本章で得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1)　非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験における変位は、溶接終了後急激に増加し、約60秒後には全変位の95％にも達している。

(2)　(1)における割れの発生状況はＤ３０９棒およびＤ３１０棒には発生しておらずＤ５００３棒のみに発生し割れの発生位置は、ＨＴ６０材の場合水中溶接では縦板側においてルート部より熱影響部へ、大気中溶接では横板側においてルート部より熱影響部へそれぞれ進展している。次にＨＴ８０材の場合、水中溶接ではルート部より発生し溶接金属部へ進展したいわゆる溶接金属割れとなっている。大気中溶接ではＨＴ６０材と同様な割れ形態となっている。このように、拘束度の違いや溶接金属部の合金元素の違いにより割れ発生位置が異なることが認められた。

(3)　水中溶接において、インプラント溶接割れ試験の下部限界応力はＤ３１０棒が最も高い値を示し、しかも熱影響部への水素拡散が少ないため遅れ割れが生じていない。しかし、マイクロ組織観察より高温割れが発生していることが認められた。

(4)　(3)におけるミクロ組織観察において、Ｄ３０９棒とＤ３１０棒では、ボンド部に黒い帯状の炭化物が見られた。また破面形態は水素擬へき開破壊が主流をなし、Ｄ３０９棒では粒界破壊も多数見られたが、Ｄ３１０棒においては粒界破壊の存在が認められなかった。

(5)　水中にてＴＲＣ試験を行なった結果、溶接部近傍の硬度が影響したために限界応力値は、Ｄ３１０棒の場合が高い値を示し（ＨＴ６０材で約σ＝32kgf/㎟．ＨＴ８０材で約σ＝37kgf/㎟）、逆にＤ３０９棒の場合は低い値となっている（ＨＴ６０材で約σ＝９kgf/㎟．ＨＴ８０材で約σ＝

20 kgf/mm^2)。

(6) 水中でのＴＲＣ試験による割れ進展過程において、Ｄ３０９棒の場合はルート部より発生して溶接金属部へ伝播した溶接金属割れとなっているが、Ｄ３１０棒においてはルート部より発生しボンド部に沿って伝播している。なお、Ｄ３１０棒の場合溶接金属部に高温割れが観察された。

(7) 開先形状の違いによるＴＲＣ試験結果は、ルート部の溶込み形状と局部応力に関係する応力集中率（Small ｙおよび Large Ｙ開先でKt≒４、45°レ形開先でKt≒８）の違いによりLarge Ｙ開先が最も高い応力値を示し、次にSmall ｙ開先となり、逆に45°レ形開先が最も低い限界応力値となっている。

(8) 水中溶接による溶接割れ試験結果は、Ｄ５００３棒においてかならずしも良好ではなく、しかも水素による低温割れがみられた。そのためオーステナイト系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒を用いたが充分な強度が得られず、さらに高温割れの危険性が高いためシェフラーの組織図より高Ｃｒ系ステンレス鋼用溶接棒を開発すべきである。

第４章　試作高Ｃｒ系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒による溶接割れ試験

4.1　緒　言

前章において市販の高張力鋼用ライムチタニヤ系溶接棒Ｄ５００３およびステンレス鋼用溶接棒Ｄ３０９とＤ３１０を用いて水中にて溶接割れ試験を行ない、限界応力値や割れ形態および破面形態などについて検討したが、Ｄ５００３棒については機械的性質が悪くしかも溶接金属部に拡散性水素が多量に侵入し水素脆化や遅れ割れの現象が確認された。Ｄ３０９棒においては溶接金属部がマルテンサイトの硬化組織となり、Ｄ３１０棒においては高温割れの危険性が認められた。したがって、水中溶接においてこれらの溶接欠陥を改善するために溶接金属部がオーステナイト領域内にあり、しかも耐水素割れ、耐高温割れ、耐靱性劣化にすぐれたところの高Ｃｒ系のステンレス鋼用溶接棒を試作し、機械的性質の向上と割れの防止方策を考慮すべきである。

溶接部の低温割れ感受性を評価する試験法として、外部拘束型試験法であるＴＲＣ試験やＲＲＣ試験などがあり、内部拘束型試験法とて斜めｙ形溶接割れ試験およびＣＴＳ試験などがある。[45,47]いっぽう、溶接の分野においてもフラクトグラフィ的手法を用いて割れ発生原因の解明が行なわれ、多くの研究者により種々の割れに対応する典型的な破面形態が明らかにされている。[48]

そこで本章では溶込率（希釈率）をもとにシェフラーの組織図より溶接金属部がオーステナイト・フェライトの２相組織系である高Ｃｒ系ステンレス鋼用溶接棒を試作し、その溶接棒を用いて水中で溶接割れ試験を行ない、実験的検討により本溶接棒の有用性について研究したものである。

4.2　使用材料および実験方法

4.2.1　供試鋼材および溶接棒

本研究に用いた供試鋼材は前章と同様に高張力鋼ＨＴ６０材およびＨＴ８０材（Table 3.1 参照）の２種類で板厚はいずれも19㎜である。

最近、海水に対する耐食性が良好として注目されている２相ステンレス鋼に組織を合わせた被覆アーク溶接棒を試作するために用いたシェフラーの組織図の結果を Fig. 4.1 に示す。すなわち、前章で求めた溶込率の結果をもとに溶接による溶込率を約40％とし、オーステナイト領域内で、マルテンサイト・オーステナイト域よりはなれたところでフェライト量が約20％の２相組織となるようにした。このことは田村[49]によると完全オーステナイト溶接金属部は高温割れ感受性が高いため５％以上のフェライトを有する溶接金属部を作ることにより割れが防止できると報告し、さらにフィスコ試験による割れ率はフェライト量が増加するにしたがって減少しているがあまり多過ぎるとシグマ相の生成による脆化、耐食性や切欠き靱性の低下などを生じると述べていることにもとずいた。このようにして試作した被覆アーク溶接棒は高Ｃr系ステンレス鋼用となりＲＭ１棒およびＲＭ２棒と呼んだ。いずれも直径は４㎜とした。それらのCreqおよびNieqはそれぞれＲＭ１棒で約42％と19％、ＲＭ２棒で約45％と21％になっている。な

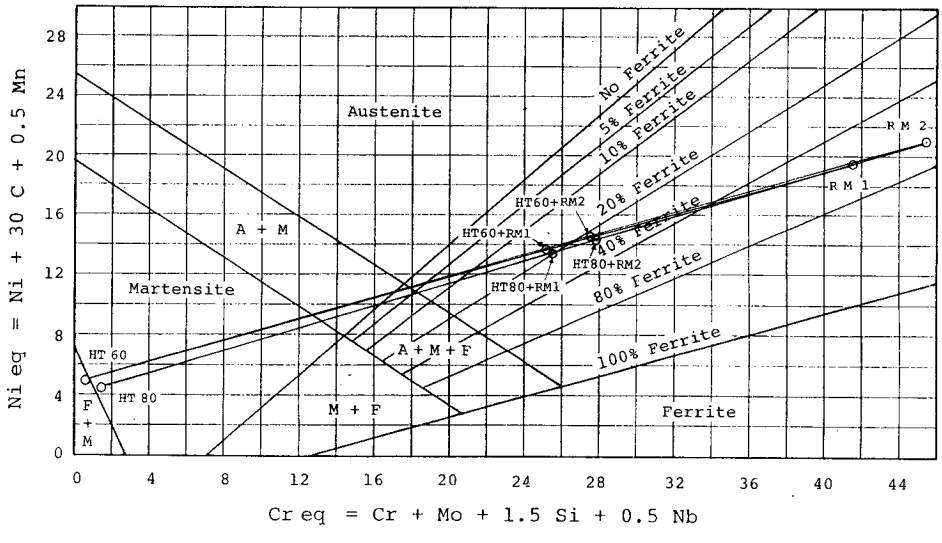


Fig. 4.1 Prediction of weld metal structures by Schaeffler's diagram

お、使用前には150℃で1時間乾燥したのち、防水処理を施さずに実験に供した。それらの化学組成を Table 4.1 に示す。水中における溶接条件は前章のステンレス鋼用溶接棒と同様に溶接電流200A、溶接速度20cm／min、水深は100～150mmとなっている。また、組織観察のための腐食液は前章のステンレス鋼用溶接棒の場合と同様に王水を用いた。

Table 4.1 Chemical compositions of deposited metal used trial covered stainless steel electrodes

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
RM1	0.09	0.58	1.58	0.015	0.007	16.11	40.74
RM2	0.09	0.50	0.66	0.012	0.008	17.76	44.76

4.2.2 実験装置および実験方法

試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒溶接棒RM1およびRM2の水中における割れ感受性を調べるために、以下のような溶接割れ試験を試みた。実験方法は前章と同様である。

(1) 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験

(2) インプラント溶接割れ試験

(3) TRC試験

以上の溶接割れ試験に加えて、次のような拘束割れ試験も試みた。

(4) 斜めy形溶接割れ試験

鋼の溶接割れ試験法の一つとして JIS Z 3158 に規定されている斜めy形溶接割れ試験がある。[50)]

そこで、本章においては低温割れ感受性に対する影響を調べるために斜めy形溶接割れ試験法を用いて検討した。また、斜めy形溶接割れ試験における拘束応力の発生過程と温度との対応関係を明らかにするために、試験片側面にひずみゲージをはり付けて、溶接によって生じるたわみ変形を測定し、同時に試験溶接部のほぼ中央部において裏面より直径3.2mmの穴

をあけ、ＣＡ熱電対を用いて溶接熱サイクルも測定した。

Fig. 4.2 は試験片の形状と４枚のひずみゲージ ε_1、ε_2、ε_3、および ε_4 のはり付け位置を示したもので形状はＪＩＳに基づいて作成したが、スリットの両端には穴をあけて水中での始端終端部の溶接処理が容易になるようにした。図中のひずみゲージのうち、ε_1 および ε_2 は、ビード長手方向のひずみを測定するためのアクティブゲージ、ε_3 および ε_4 は温度上昇に伴う熱膨張によるひずみゲージの誤差を消去するため板厚方向にはったダミーゲージである。いま、試験片が拘束溶接部を固定端とした２枚の梁と考えると、溶接部の収縮により引張応力が生じ、ε_1 および ε_2 は圧縮ひずみになるものと考えられる。いっぽう溶接部に膨張が起こり圧縮の応力が生じ、ε_1 および ε_2 は引張ひずみになるものと考えられる。このように溶接部の変形挙動は、試験片側面のひずみの挙動によって評価できることが推測される。[51] なお、溶接は下向き１層溶接とし、割れ検査は溶接終了後48時間経過したのち、顕微鏡あるいは浸透探傷法で表面割れ

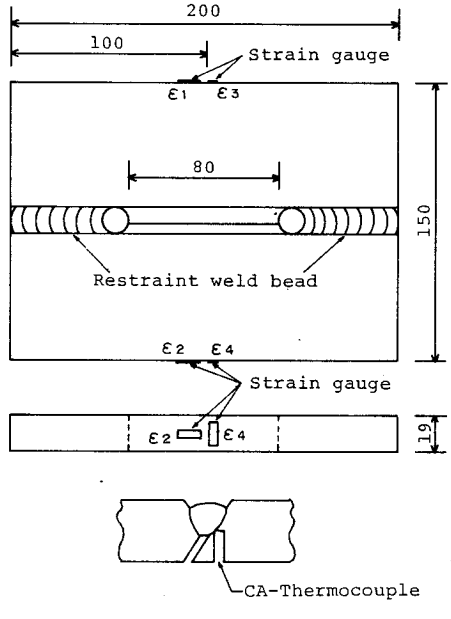


Fig. 4.2 Configuration of y-slit cracking test specimen

を検出して表面割れ率を求め、さらにルート割れ率や断面割れ率により割れの大きさを表示した。

（注） (1) 表面割れ率（表面割れ長さとビード長さの比）

$Cf = \Sigma l f / L \times 100$（%）

L：試験ビードの長さ、$\Sigma l f$：表面割れの合計長さ

(2) ルート割れ率（ルート割れ長さとビード長さの比）

$Cr = \Sigma 1r / L \times 100$（%）

L：試験ビードの長さ、$\Sigma 1r$：表面割れの合計長さ

(3) 断面割れ率（割れ高さとビードのど厚の比）

$Cs = \Sigma Hc / H \times 100$（%）

H：試験ビードの最小肉厚、ΣHc：ルート割れの高さ

4.3 溶接割れ試験

4.3.1 非拘束T型すみ肉溶接割れ試験

前章と同様な装置（Fig. 3.7）を用いて、変位と時間および変位と温度との関係を同時に調べた。

Fig. 4.3は水中溶接における試験結果を示したもので、いずれの組合せにおいても変位は、溶接終了後急激に増加している。RM1棒の場合溶接開始から約50秒では全変位の95%にも達し、RM2棒はいずれの供試鋼材でも溶接開始約20秒後にルート部より発生した割れが表面まで達し、変位が急激に減少していることが認められた。その時の温度は100℃以下となっており、一種の低温割れと類似した傾向を示しているが、RM1棒において割れの発生は認められない。このように割れ発生の有無を検討するために溶接部近傍の硬度分布について測定した結果、Fig. 4.4に示すように硬度に著しい差があるために割れの発生に影響したものと考えられる。

Photo. 4.1はHT60材と試作棒RM1およびRM2との組合せで非拘束T型すみ肉溶接割れ試験後の溶接部近傍のマクロ写真を示したものである。比較のために大気中溶接の場合も示した。水中溶接においてRM1棒

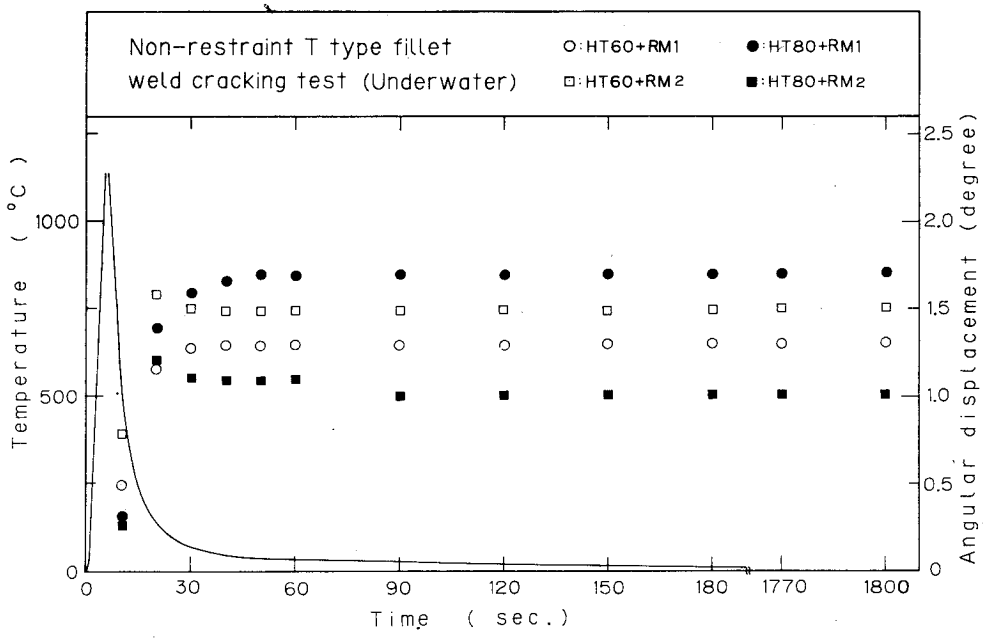


Fig. 4.3 Relation between angular displacement and time

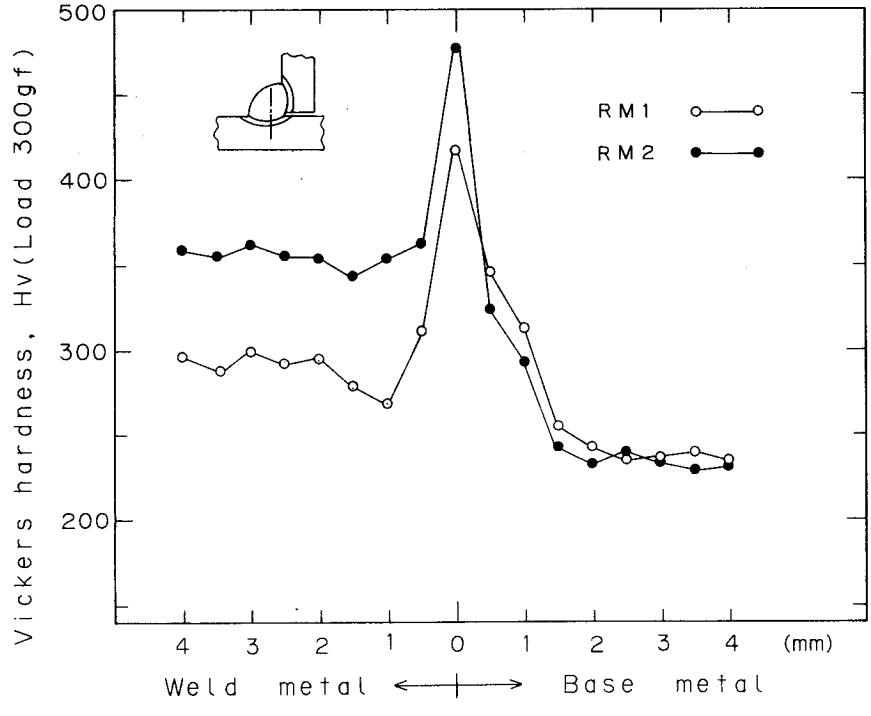


Fig. 4.4 Hardness distribution in the weld of Non-restraint T type test specimen (Underwater , HT60)

では縦板側のトゥ部に小さな割れが観察されたが、ＲＭ２棒では横板側において割れがボンド部に沿って伝播し、ビード表面まで達していることが認められた。大気中溶接においては、ＲＭ１棒およびＲＭ２棒ともルート部より発生した割れは溶接金属部内に沿って伝播した溶接金属割れとなっている。これらの違いは前述したように溶接金属部の硬度の増加により割

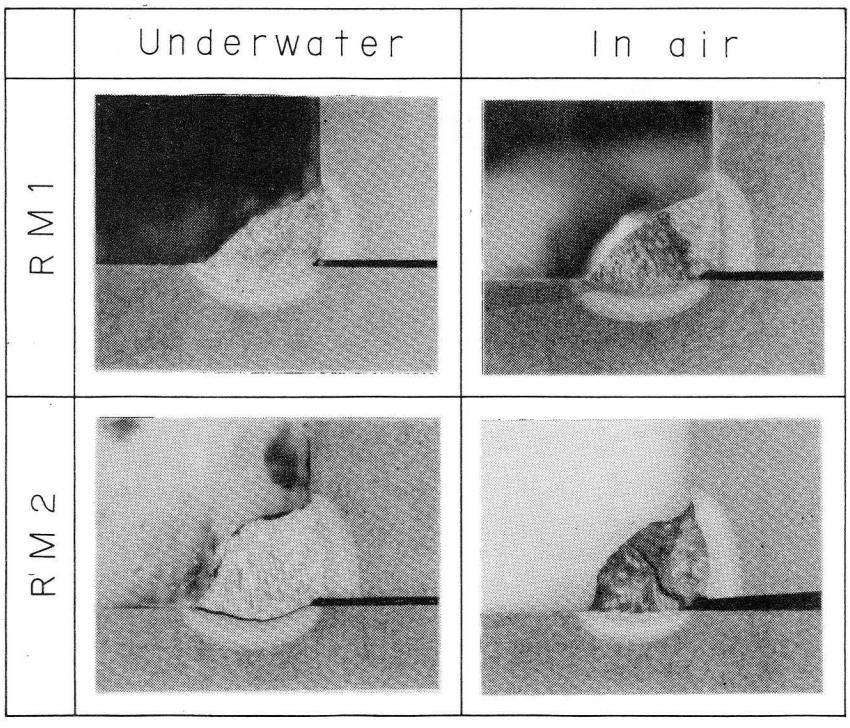


Photo. 4.1 Macrostructures of Non-restraint T type fillet test (HT60)

れ感受性が高くなったものと考えられる。

次に割れ近傍のミクロ組織写真を Photo. 4.2 に示す。水中溶接においてＲＭ１棒では縦板側においてボンド部に発生した割れは、熱影響部のマルテンサイト組織へ進展しているのに対し、ＲＭ２棒では横板側のボンドマルテンサイト層に沿って進展している。大気中溶接においては、いずれの溶接棒でもルート部より発生し硬化組織であるマルテンサイトとなっている溶接金属部内の柱状晶へ沿っている。

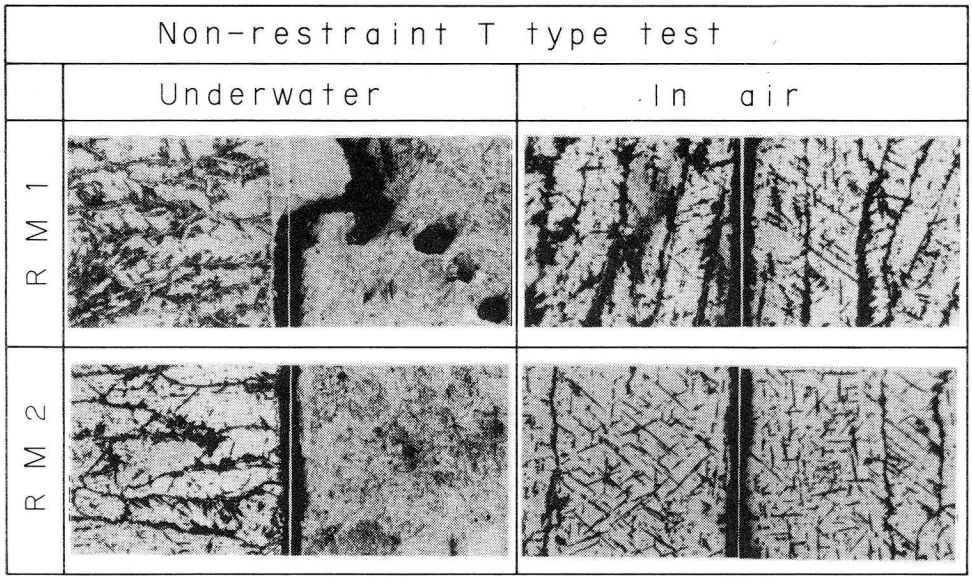


Photo. 4.2 Microstructures of Non-restraint T type fillet test (HT60)

このように、試作した溶接棒は大気中溶接を行なうと溶接金属部が焼入れ硬化性を示し割れ感受性が高くなるが、逆に水中溶接では焼入れ硬化性がなく、特にＲＭ１棒においては水中溶接に適した溶接棒であることが認められた。

4.3.2 インプラント溶接割れ試験

Fig. 4.5はＨＴ６０材とＨＴ８０材を用いて溶接棒ＲＭ１によるインプラント溶接割れ試験結果を負荷応力と破断時間との関係で示したものである。結果より、いずれの供試鋼材においても限界応力値はほぼ同様な値を示し、水中溶接においてはσ＝46～49 kgf/mm^{2}となっており、大気中溶接においてはσ＝68～72 kgf/mm^{2}となっている。前述したように、ＲＭ１棒は大気中溶接を行なうと溶接金属部が焼入れ硬化性を示し、割れ感受性の増加によって限界応力値が減少するものと考えられるが、インプラント溶接割れ試験では割れの位置が熱影響部の試験であるために、溶接金属部の硬度にはさほど影響しないので限界応力値が高くなったものと思われる。このように、水中溶接でＲＭ１棒による限界応力値はステンレス鋼用溶接棒Ｄ

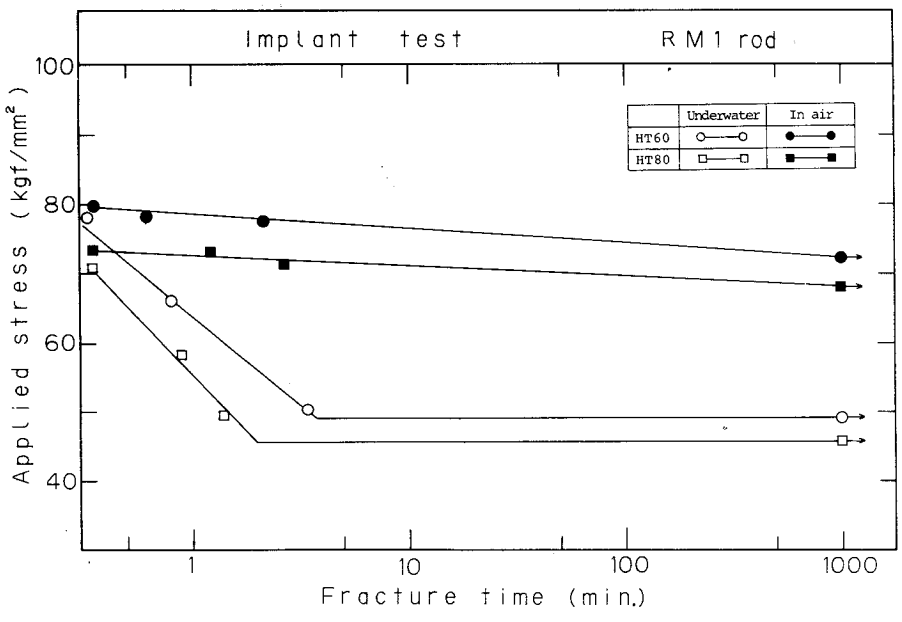


Fig. 4.5 Relation between applied stress and fracture time of Implant test (RM1)

３０９やＤ３１０および高張力鋼用溶接棒Ｄ５００３よりも高くなり、水中溶接における溶接棒として最適なものであることが確認された。

溶接部近傍の組織について、供試鋼材ＨＴ８０と試作した高Ｃr系溶接棒ＲＭ１を用いてインプラント溶接割れ試験を行ない、破断しなかった試験片のマクロおよびミクロ組織観察結果の一例を Photo. 4.3 に示す。結果より、水中溶接において溶接金属部は柱状晶組織を呈し、ボンド部では細い帯状のボンドマルテンサイト組織が観察されるが、大気中溶接においては溶接金属部でマルテンサイト組織が見られ、ボンド部では太い帯状のボンドマルテンサイト組織が明瞭に確認される。次に、水中溶接におけるインプラント溶接割れ試験において、破断位置のマクロ観察と破断部近傍のミクロ組織観察結果の一例を Photo. 4.4 に示す。これは、高負荷応力時の場合で拡散性水素が熱影響部へ充分に拡散していない状態のためボンドマルテンサイト層の溶接金属側に位置していることがわかる。

いっぽう、前述と同様に水中溶接においてＨＴ８０材とＲＭ１棒を用いてインプラント溶接割れ試験を行ない、得られた破断面を走査型電子顕微

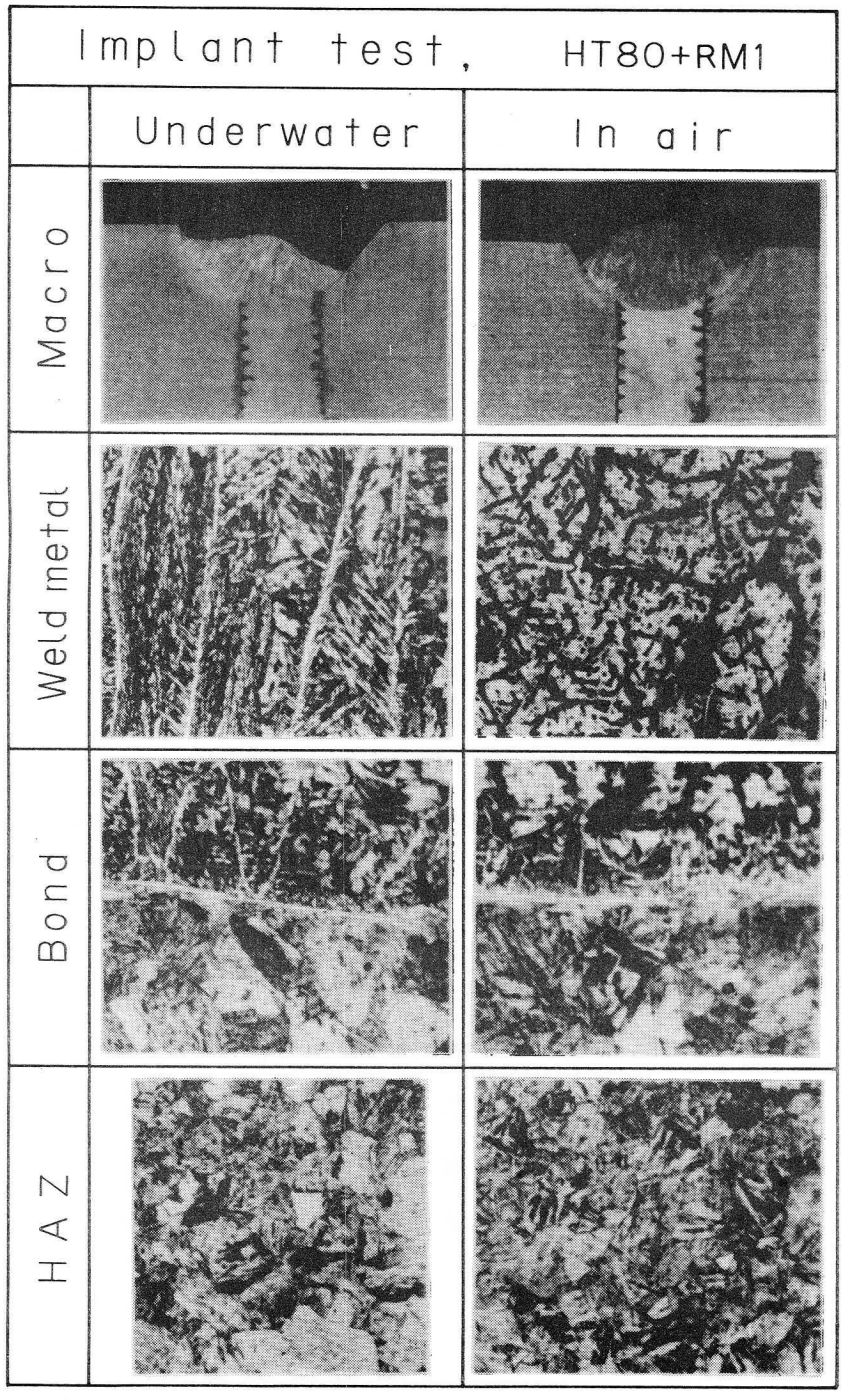


Photo. 4.3 Macro and micro structures of Implant test

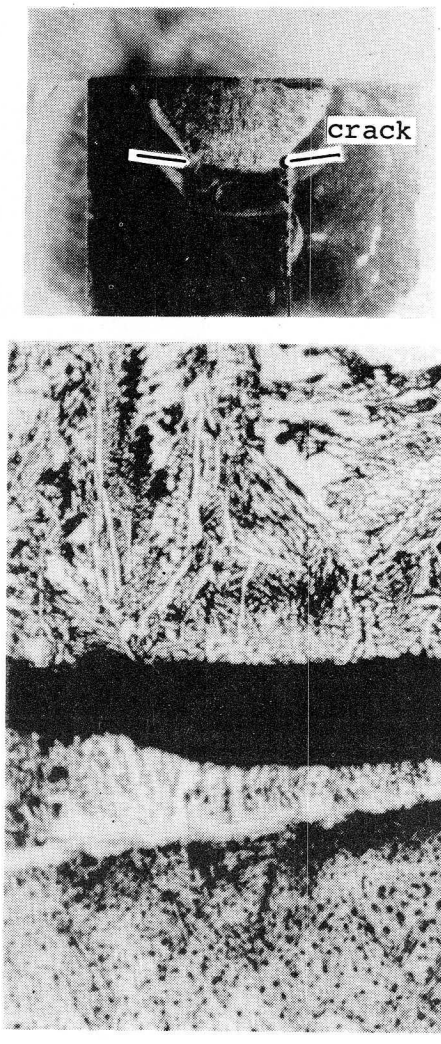


Photo. 4.4 Macro and micro structures of crack vicinity (Underwater, HT80+RM1)

鏡で観察した結果の一例を Photo. 4.5 に示す。破面の大部分が水素擬へき開破壊であり、延性破壊であるディンプル破面は少なくノッチ周辺には粒界破壊が観察され、水素が影響したものと考えられる。

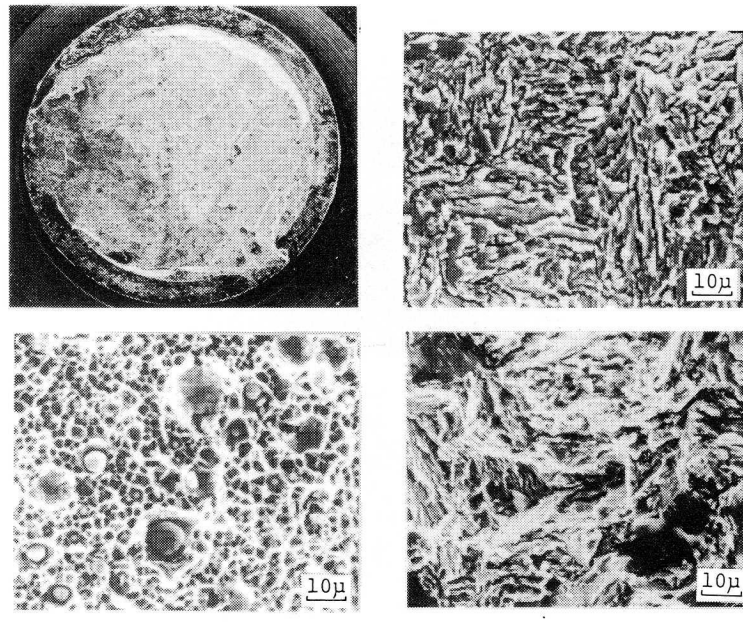


Photo. 4.5 Macro and micro fractographs of Implant test
(Underwater, HT80 + RM1)

4.3.3 ＴＲＣ試験

Fig. 4.6 は水中溶接における試験結果を示したもので、限界応力値はＨＴ６０材とＲＭ１棒の組合せが最も高く約 σ ＝38 kgf/㎟、逆にＨＴ８０材とＲＭ２棒の組合せが最も低く約 σ ＝26 kgf/㎟となっている。このように供試鋼材が同じであれば限界応力値はＲＭ１棒の方が高い値を示している。これは、後述するようにボンド部近傍に発生した炭化物層やボンドマルテンサイト層などが影響したものと考えられる。

いっぽう、鋼のルート割れに影響を及ぼす因子の一つである溶接部近傍の脆性について、ＴＲＣ試験を行なった試験片のビード長の中央部を板厚と平行に0.5㎜間隔で硬度分布を測定した結果を Fig. 4.7 に示す。シェフラーの組織図からも明らかなように溶接金属部の組織が約20％のフェライト量を含むオーステナイト領域、すなわち２相組織となっているため、溶接金属部の硬度は、いずれの組合せにおいてもＨv=200～250となっており、急冷による硬度の上昇はみられず、試作した溶接棒は焼入れ硬化性のない

ことがわかる。しかし、ボンド部近傍の硬度は高くHv=350～380となり、これは母材と融合したためにCr炭化物やボンドマルテンサイトが生じたものと考えられる。

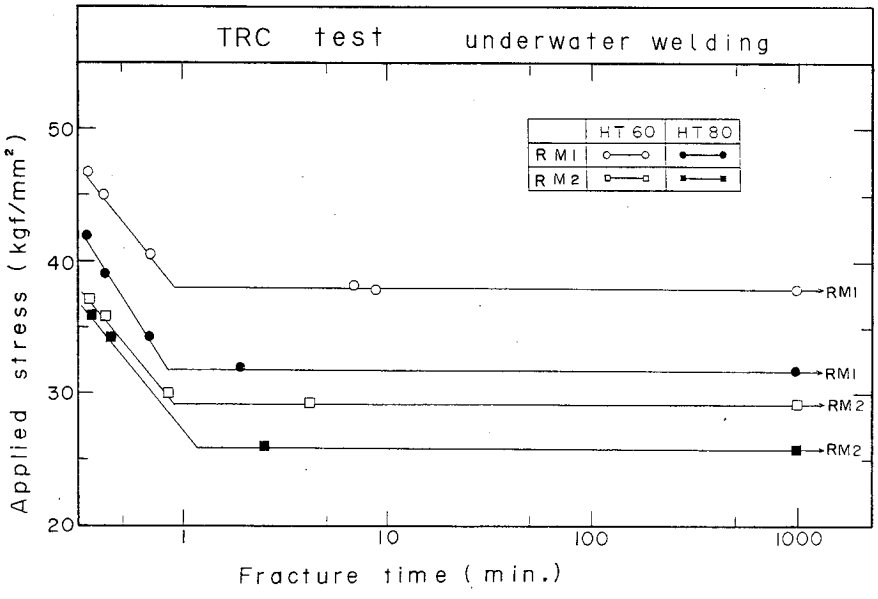


Fig. 4.6 Relation between applied stress and fracture time of TRC test (Underwater)

溶接部の機械的性質や耐食性に密接な関係がある組織について、水中溶接を行なった場合を Photo. 4.6 に示す。いずれの組合せにおいても大きな違いは見られないが、特にＲＭ２棒の場合は含有元素量の関係で母材側の炭素が溶接金属側に拡散移動したために、ボンド部に沿って炭化物が析出し黒いバンド状の層が現れたものと考えられる。井川[52]によればオーステナイト安定化元素の一つであるＭｎの含有量が増すと母材側からの炭素の移動が減少すると報告していることと一致している。溶接金属部の組織は柱状晶組織を呈している。

次に水中で、ＴＲＣ試験による典型的な試験片破断部の横断面のマクロ観察結果を Photo. 4.7 に示し、破断部近傍のミクロ組織観察結果の一例

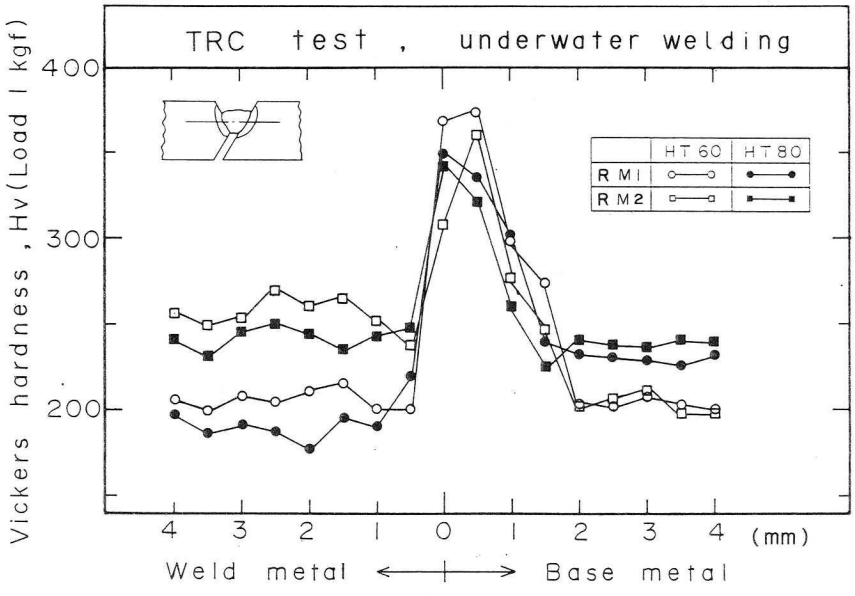


Fig. 4.7 Hardness distribution in the weld of TRC specimen

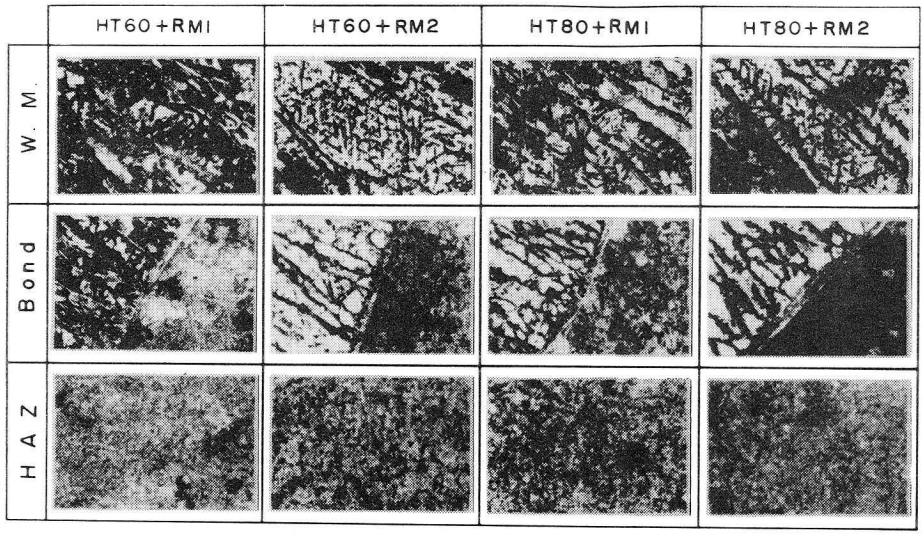


Photo. 4.6 Microstructures of TRC test (Underwater)

を Photo. 4.8 に示す。マクロ観察ではいずれの組合せにおいてもルート部より発生した割れはボンド部に沿って進展しているように見えるが、割

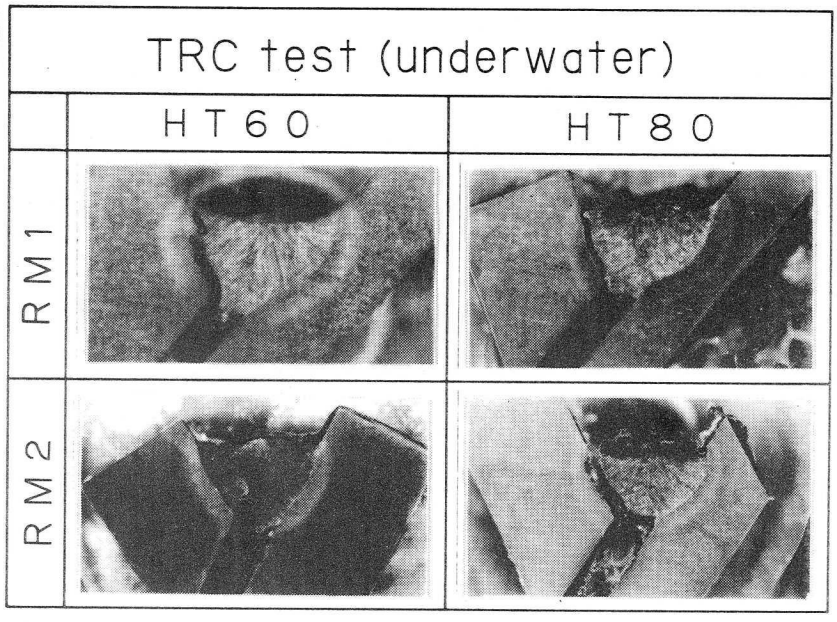


Photo. 4.7 Typical root crack in the weld of TRC specimen

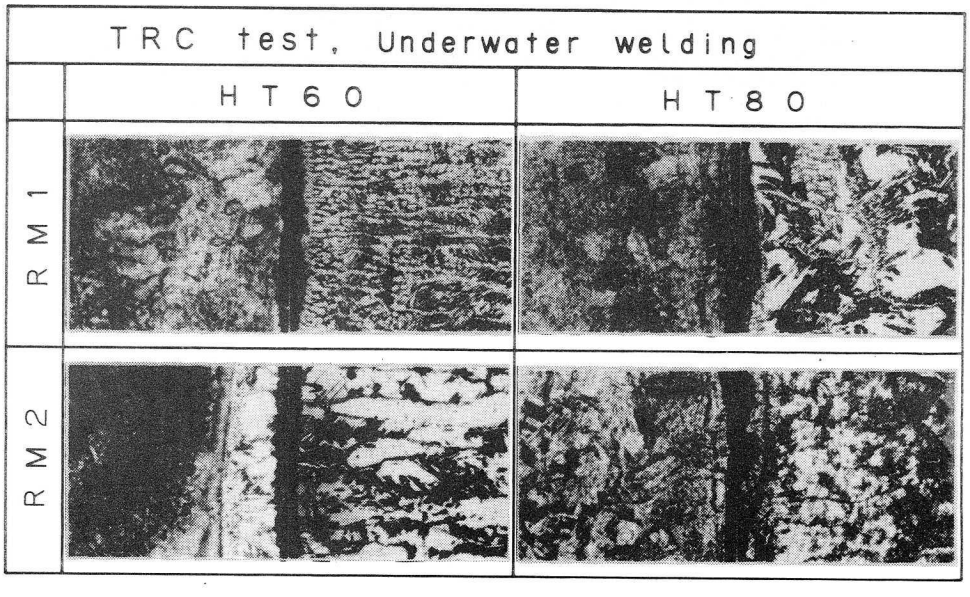


Photo. 4.8 Macro and micro structures of crack vicinity

れ近傍のミクロ観察によるとＲＭ１棒の場合はボンドに沿って伝播しているのに対し、ＲＭ２棒においてはボンドマルサンテイト層の溶接金属側に沿って進展した溶接金属割れとなっている。これはボンド部に近い溶接金属部のマルテンサイト組織の部分から低温割れが発生したものと考えられる。いっぽう、ＨＴ６０材において破断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果の一例を Photo. 4.9 に示す。どの組合せにおいても同様な破面形態を示し、ルート部近傍は水素擬へき開破壊や粒界破壊が見られ、ルート部よりはなれた上面側にはディンプル破面が観察された。このことにより、割れは硬度と水素の影響でルート部より発生し伝播したことがわかる。

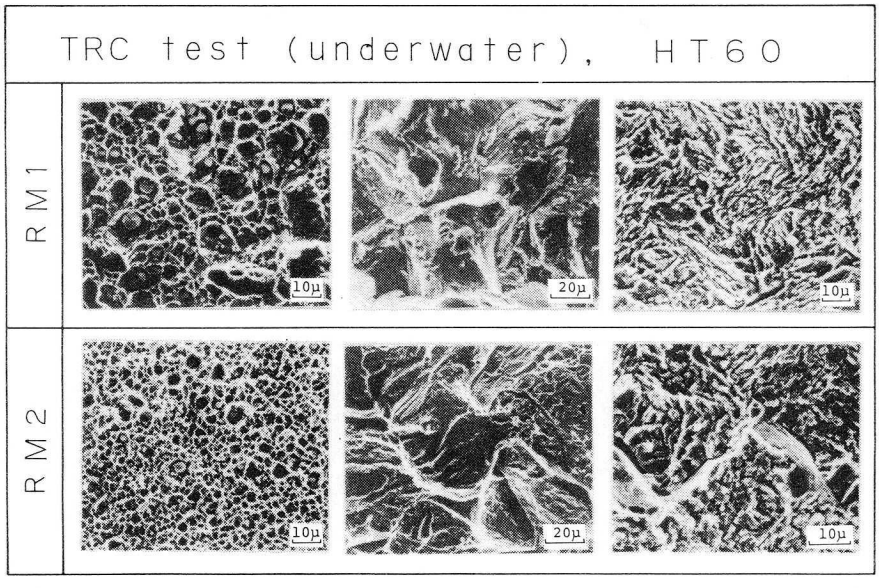


Photo. 4.9 Micro fractographs of TRC test (Underwater, HT60)

4．3．4 斜めｙ形溶接割れ試験

ＨＴ６０材にＲＭ１棒を用いて斜めｙ形溶接割れ試験における側面ひずみの発生過程において、水中溶接の場合を Fig. 4.8 に、大気中溶接の場合は Fig. 4.9 にそれぞれ示す。なお、ビード長中央部のボンド部近傍における冷却曲線も示した。図中の縦軸において正側は圧縮ひずみ、負側は引張

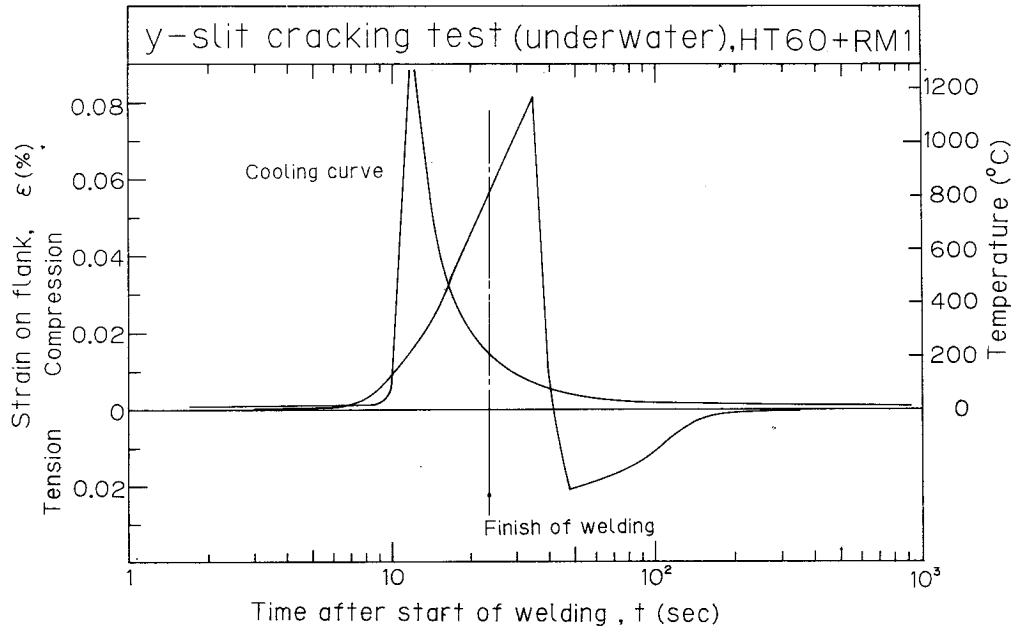


Fig. 4.8 Relation between progress of strain on a flank and time after start of welding (Underwater, HT60+RM1)

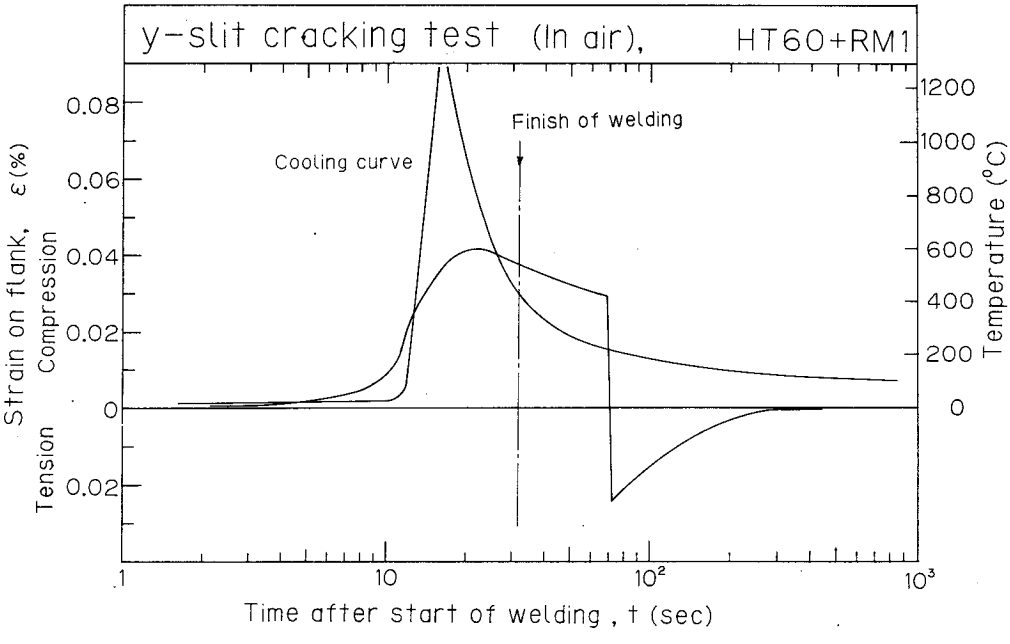


Fig. 4.9 Relation between progress of strain on a flank and time after start of welding (In air, HT60+RM1)

ひずみを表している。また測定されるひずみは4枚のゲージの総和であるため、本実験においては下記のような式を用いて片側の端面のひずみに換算した。

$$\varepsilon^* = \varepsilon_1+\varepsilon_2-(\varepsilon_3+\varepsilon_4) = (1+\nu)(\varepsilon_1+\varepsilon_2)$$
$$= 2(1+\nu)\varepsilon \quad \cdots\cdots (4.1)$$
$$\varepsilon = \frac{\varepsilon^*}{2.6} \quad \cdots\cdots (4.2)$$

ただし、 ε : Strain on a flank
ε^* : Totally measured strain
ν : Poisson's ratio (=0.3)

結果より、水中溶接においては溶接開始後約35秒で最大圧縮ひずみは約0.08％を示し、その直後に割れが発生して圧縮力が減少し約45秒でひずみが0％を示している。割れ発生時の温度は約60℃となり低温割れではないかと思われる。次に、大気中溶接においては溶接開始後約20秒で最大圧縮ひずみは約0.04％を示し、その後ゆるやかに減少し約70秒で割れが起こり圧縮ひずみが0％になっている。割れ発生時の温度は約200℃で、水中溶接の場合と同様に低温割れと考えられる。

以上の結果、水中溶接と大気中溶接における最大ひずみや割れ発生時間などについて比較すると、ひずみの変化は水中溶接においては溶接開始後急激に上昇し溶接終了後も上昇を続けたのち最大ひずみを示した直後に割れが発生しているのに対し、大気中溶接においては溶接開始後上昇し溶接終了前に最大ひずみを示したのちゆるやかな減少を続け溶接終了後に割れが発生している。また最大ひずみは水中溶接の場合が約2倍と高い値を示し、割れ発生時間は大気中溶接の約1/2の時間で起こっている。これらは溶接条件による溶接入熱量の違いや溶接環境による冷却速度の違いによって生じたものと考えられる。

いっぽう、本実験に用いた斜めy形溶接割れ試験はスリットが斜めであるためルート部の応力集中が極めて大きくなり、表面割れ率、ルート割れ率、

断面割れ率とも100％になっている。

Photo.4.10はビード表面と、溶接線に直角に切断し割れ進展過程のマクロ写真および割れ両端のミクロ組織写真をそれぞれ示したものである。これより水中溶接ではルート部より発生しボンド部に沿って表面まで達しているが、大気中溶接ではルート部より発生して溶接金属部へ進展し表面まで達していることがわかる。これらの割れ進展の違いは溶接金属部の焼入れ硬化性の影響に大きく作用し、溶接金属部の硬度が高ければ溶接金属割れとなっていることが認められる。

以上のことから、斜めｙ形溶接割れ試験において、側面ひずみを計測することにより溶接部の収縮変形による割れ発生時期と温度との関係について明らかにし、低温割れ感受性について検討することができた。

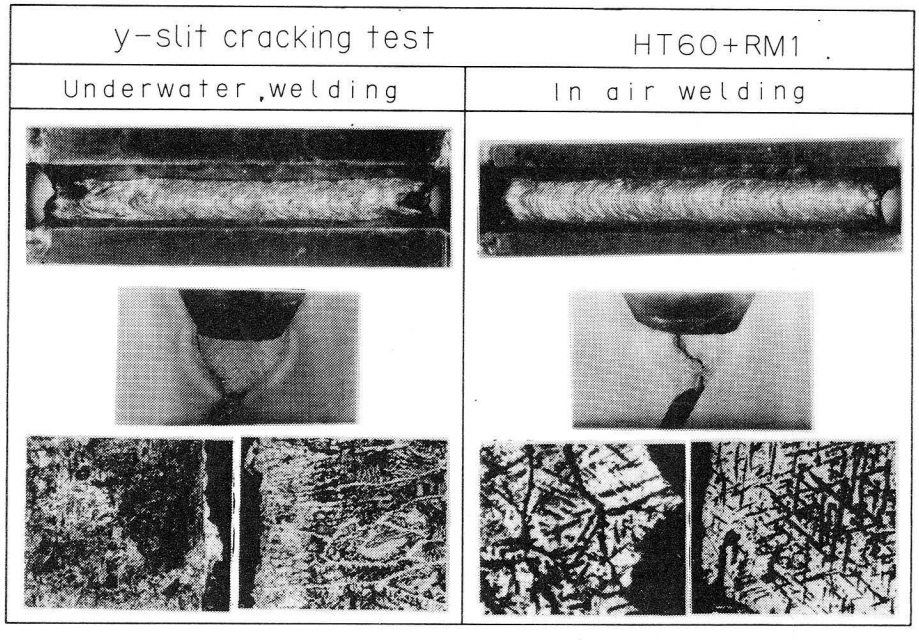


Photo. 4.10 Bead appearance, macro and micro structures of y-slit cracking test (HT60+RM1)

4.4 拡散性水素量と限界応力に関する考察

インプラント溶接割れ試験やＴＲＣ試験において軟鋼用溶接棒やオーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒を用いた場合の限界応力値は試験片の強度が強ければ強いほど高応力値になる傾向がある。しかし、上部限界応力値と下部限界応力値との差は強度の強い試験片ほど大きくなっている。このことは高強度材になればなるほど成分元素が多くなり、それにともなって溶接割れ感受性組成の値が大きくなり、さらに拡散性水素量も影響しているためと考えられる。

しかしながら、前述したようにＨＴ６０材とＨＴ８０材において、試作した高Ｃr系溶接棒ＲＭ１とＲＭ２を用いて溶接割れ試験を行なった結果は上述とは全く逆の現象を生じている。この原因として考えられることは、試作した高Ｃr系溶接棒はオーステナイトとフェライトの２相組織で、拡散性水素が時間とともに熱影響部へ拡散するので高強度材ほどボンド部近傍がより脆化を引き起こし、限界応力値が減少するものと思われる。

限界応力値と拡散性水素量との関係は Fig. 4.10 に示すようになるもの

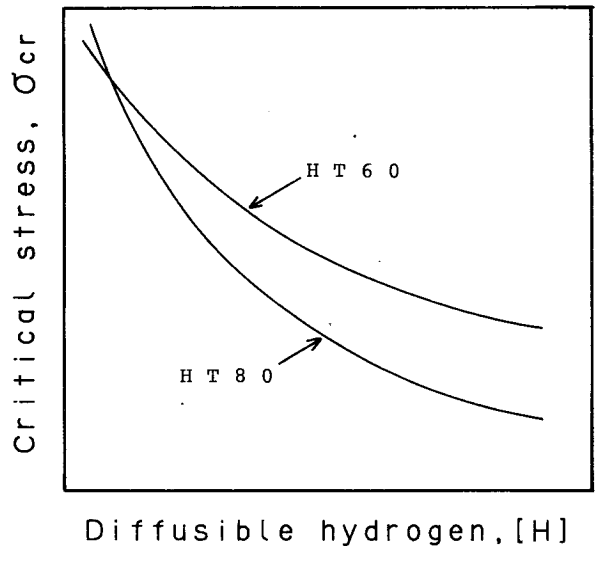


Fig. 4.10 Relation between critical stress and diffusible hydrogen

と考えられる。すなわち溶接直後の限界応力値はＨＴ６０材およびＨＴ８０材ともさほど大きな違いは見られないが、時間の経過とともに拡散性水素が熱影響部へ拡散して強度の強いＨＴ８０材の限界応力値がより減少するものと思われる。

なお、試作した溶接棒において拡散性水素が熱影響部へ拡散することについては、インプラント溶接割れ試験やＴＲＣ試験結果より遅れ割れの傾向を示していることからも判断できる。

4.5　溶接部の割れ発生条件に関する考察

各種溶接割れ試験における低温割れの発生位置に影響を与える因子として拡散性水素量、拘束応力および硬度が考えられ、これらの因子と割れ発生位置との関係は次のようになる。すなわち、溶接金属部と熱影響部との硬度を比較した場合、硬度の高い位置より割れが発生し伝播しやすい。次に溶接終了後短い時間以内は拡散性水素量の影響で溶接金属部から割れが発生伝播するが、時間の経過とともに水素が拡散するため溶接熱影響部から割れが発生伝播する。また、拘束応力が高くなると溶接金属部から割れが発生伝播する傾向にある。このような割れ発生の傾向を明確にするには割れ発生条件を明らかにする必要が考えられる。

通常、溶接部近傍の硬度は母材および溶接材料の組合せによって決定され、また溶接部に負荷される拘束応力はルート部の形状や大きさによって決定される。このように、硬度および拘束応力は時間に依存しないことがわかる。しかし、拡散性水素量は時間の経過とともに変化するために低温割れ発生条件について考察する場合は、拡散性水素量の時間依存性を考慮しなければならないことになる。

軟鋼用溶接棒における溶接金属部および熱影響部の拡散性水素量の時間変化は、篠崎[51]が示したFig. 4.11のようになる。すなわち、溶接金属部の拡散性水素量は溶接直後には最大値を示し、時間の経過とともに単調減少するが、溶接熱影響部の拡散性水素量は溶接直後にはほとんど存在せず、

時間の経過とともに増加し、ある時間過ぎれば母材への拡散や大気中へ逃散するため、次第に減少することになる。

しかしながら、オーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒や試作した高Cr系溶接棒においては、溶接金属部が室温でも水素の溶解度が大きく、しかも溶接熱影響部への拡散がきわめて少ないため、割れ発生位置の条件は拡散性水素量の影響よりも硬度が大きく影響するものと考えられる。また完全オーステナイト系ステンレス鋼の場合は高温割れ発生の危険性があり、数%のフェライトを含有した2相系ステンレス鋼の溶接金属部を得る必要がある。

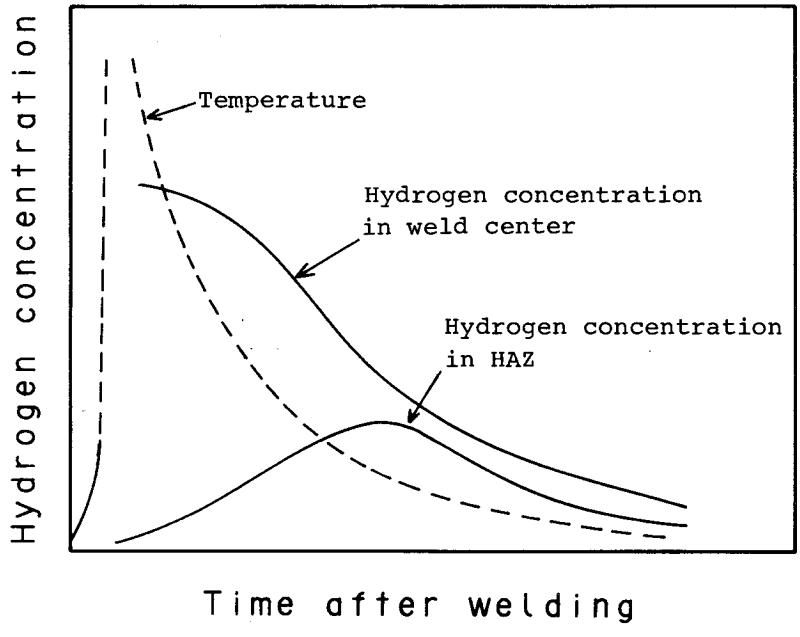


Fig. 4.11 Change in hydrogen concentration in weld center and HAZ after welding

4.6 結　言

本章においては、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒ＲＭ１およびＲＭ２を用い、水中にて非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験やインプラント溶接割れ試験およびＴＲＣ試験、さらに拘束割れ試験である斜めｙ形溶接割れ試験を行ない、発生した溶接割れの特徴をフラクトグラフィ的観点から割れ発生の主原因を明確にし、本溶接棒の有用性について検討を行なった。

本章で得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1)　非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験における変位は、前章で述べた場合と同様に溶接終了後急激に増加し、ＲＭ１棒においては約50秒で全変位の95％にも達しているが、ＲＭ２棒においては溶接開始約20秒後にはルート部より発生した割れが表面まで達し変位が急激に減少していることが認められた。

(2)　(1)における割れの発生状況は、水中溶接においてＲＭ１棒は縦板側のトゥ部に小さな割れが見られ、ＲＭ２棒では横板側のボンド部に沿ってビード表面まで伝播していた。しかし、大気中溶接においては溶接金属部が硬化したために両溶接棒とも溶接金属割れとなっていた。

(3)　インプラント溶接割れ試験において、水中溶接での限界応力値はＨＴ６０材で約σ＝49kgf/㎟と高い値を示している。また、溶接金属部は柱状晶組織となっており、マルテンサイト組織や高温割れは観察されず、良好な溶接金属部となっていた。ボンド部においてはボンドマルテンサイト組織が大気中溶接ほどではないが細い帯状として確認された。

(4)　水中においてＴＲＣ試験を行なった結果、限界応力値はＨＴ６０材とＲＭ１棒の組合わせが最も高く約σ＝38kgf/㎟となり、しかもボンド部近傍の炭化物層やボンドマルテンサイト層の発生がＲＭ２棒より少なく、また溶接金属部には高温割れも観察されず水中溶接用溶接棒として最も適当なものと思われる。いっぽう、破断面の観察結果より、ルート部近傍で水素擬へき開破壊や粒界破壊が見られたが、ビード表面に近いところではディ

ンプル破面が観察された。

(5) 斜めｙ形溶接割れ試験における側面ひずみの発生過程は、水中溶接においては溶接開始後約35秒で約0.08％の最大圧縮ひずみを生じ、約45秒で割れが発生している。これに対し、大気中溶接では溶接開始後約20秒で約0.04％の最大圧縮ひずみとなり、約70秒で割れが起こっている。このように水中溶接と大気中溶接でひずみ量に大きな相違があるのは、溶接入熱量と冷却速度が影響しているものと考えられた。

(6) 斜めｙ形溶接割れ試験による割れ進展過程は、水中溶接ではルート部より発生しボンド部に沿っているが大気中溶接ではルート部より発生し溶接金属部へ進展した溶接金属部割れとなっていた。これらの違いは、溶接金属部の硬度に大きく影響していることがわかった。

以上の溶接割れ試験結果より、試作した高Ｃｒ系被覆アーク溶接棒ＲＭ１は水中溶接における溶接棒として市販されている溶接棒よりも最適であることが確認された。

第５章　試作高Ｃｒ系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒の機械的冶金的性質に関する基礎的検討

5.1　緒　言

前章において試作した高Ｃr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒ＲＭ１およびＲＭ２を用いて溶接割れ試験を行ない負荷応力の値や割れ形態について、さらにフラクトグラフィ的手法を用い、溶接割れ試験後の破断面から割れ発生位置について検討したところ、ＲＭ１棒については市販の高張力鋼用ライムチタニヤ系溶接棒Ｄ５００３やオーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒Ｄ３０９およびＤ３１０よりかなり良い結果が得られた。

本章では、試作した溶接棒のうちＲＭ１棒について機械的性質や冶金的性質、さらに拡散性水素量などの基礎実験を行ない、本溶接棒の実用性について検討したものである。

5.2　使用材料および実験方法

本実験に使用した供試鋼材は高張力鋼ＨＴ６０材で、溶接棒は試作した高Ｃr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒のうちで、前章の結果より諸試験に優れていたＲＭ１棒を用いた。それらの化学組成については Table 2.1 や Table 4.1 に示す。

基礎実験として金属組織や成分分析および硬度分布などについて検討し、また水素脆性や遅れ割れなどを検討するために溶接金属部の拡散性水素量を測定した。測定方法は第２章と同じくＪＩＳに基づいてグリセリンの代わりに水銀を捕集液として用い、測定時間は水素の放出が停止するまで行なった。さらに、突合せ溶接継手部の引張試験や衝撃試験（第２章と同様に４×４×55㎜の試験片に溶接金属部とボンド部に深さ１㎜の45°Ｖノッチを施し、試験温度を100.20.0.-20.-76.-196℃の６種類で行なった）についても検討した。

5.3 溶接部の金属組織および機械的性質

5.3.1 冷却特性および硬度分布

湿式水中アーク溶接において溶接部の冷却特性を検討する場合、溶接部が水の中にあるため大気中溶接の場合とは異なり、水冷の影響を考慮する必要がある。

Fig. 5.1 は湿式水中溶接と大気中溶接におけるボンド部の熱サイクルの実験値を片対数で整理した結果で、同時に各種の冷却時間も列記した。結果より湿式水中溶接においては水冷の影響を強く受けていることがわかる。

いっぽう、第2章4項で述べたように熱放散を考慮した場合の理論式による冷却曲線結果と実験値との関係は Fig. 5.2 に示すように水中溶接においてはかなり近似していることがわかる。

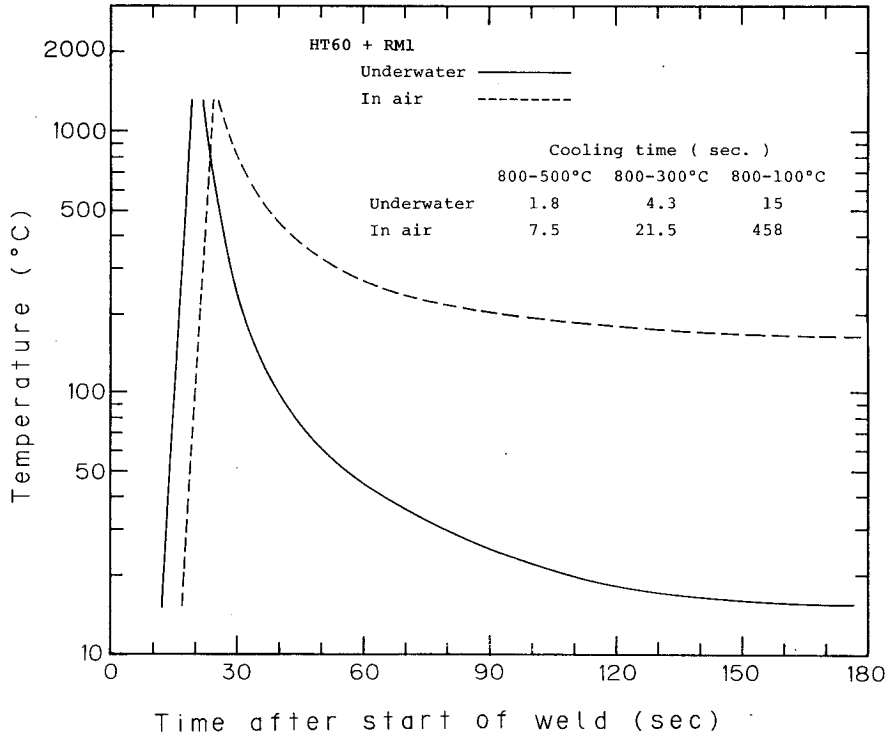


Fig. 5.1 Weld thermal cycle of heat-affected zone

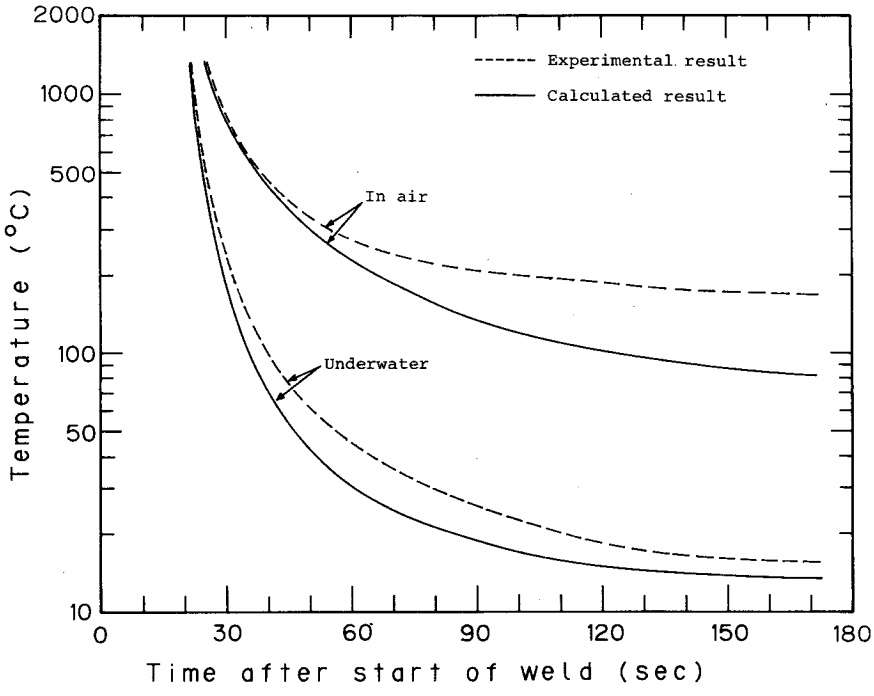


Fig. 5.2 Relation between temperature and time after start of weld

次に鋼の割れに影響を及ぼす因子の一つである硬度分布について、ＪＩＳに基づき200×75×19㎜の試験片の中央部に長さ125±10㎜のビードオンプレートを行ない、ビード長のほぼ中央部を直角方向に切断し垂直に0.5㎜間隔で測定した結果を Fig. 5.3 に示す。比較のため大気中溶接の結果も併記した。その結果、溶接金属部の硬度は水中溶接において約Ｈv=230、ボンド部近傍では急激に上昇して約Ｈv=350となっている。大気中溶接においては溶接金属部で約Ｈv=350、ボンド部近傍で約Ｈv=400となり、水中溶接では低い値を示し逆に大気中溶接では高い値を示している。このように、大気中溶接で硬度が高くなっているのは、溶込み量の減少によるフェライト量とＣr量の増加でフェライト組織が粗大となって硬化したものと考えられる。さらに500℃附近の冷却速度が遅いために溶接部にシグマ相脆化をもたらすものと思われる。

このように、試作した溶接棒ＲＭ１は水中溶接において溶接金属部の硬度が低く、急速冷却による焼入れ硬化性のない靱性に富んだ溶接棒であることが認められた。しかし、ボンド部より熱影響部にかけては、帯状のマルテンサイト層のために高くなっている。

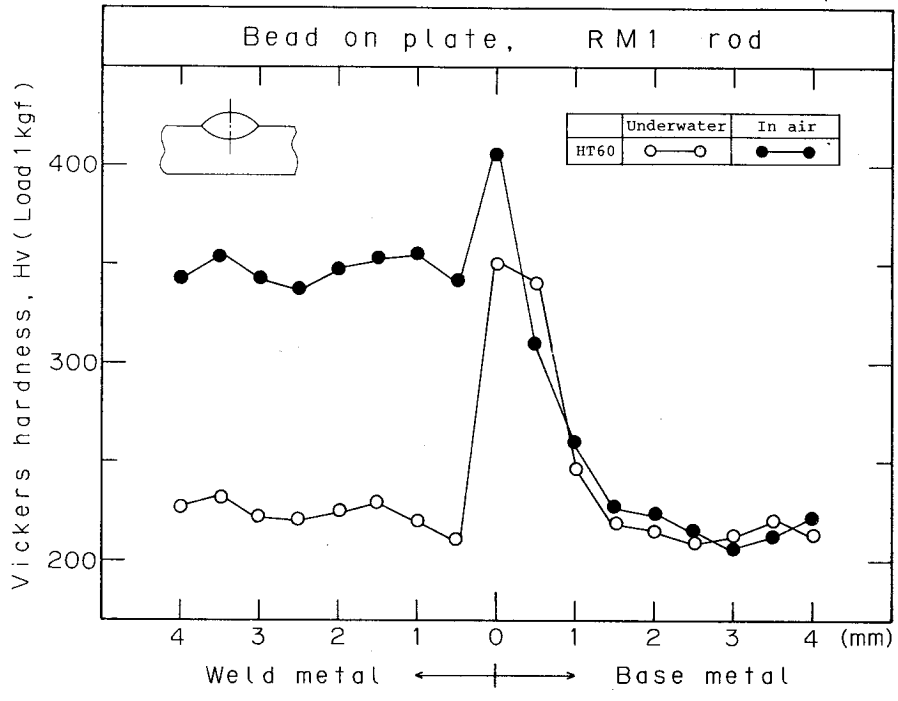


Fig. 5.3 Hardness distribution across fusion line

5.3.2 溶接部のミクロ組織

ビードオンプレートによって得られた試験片をビードと直角方向に切断し、顕微鏡により観察したミクロ組織の結果を Photo. 5.1 に示す。これより溶接金属部の組織は、オーステナイトとフェライトの２相組織となり、基地はオーステナイトでフェライトが層状になっているのがはっきりと観察される。これは急速冷却により針状の状態で析出して柱状晶組織を呈し、オーステナイトの単相組織より耐割れ性、耐食性に優れているものと考えられる。次に、ボンド部ではボンドマルテンサイトと呼ばれる硬い組織が

帯状の層になっているのがわずかに認められる。また溶接熱影響部においては、急速冷却により粗大化したマルテンサイト組織が観察され脆化組織になっている。

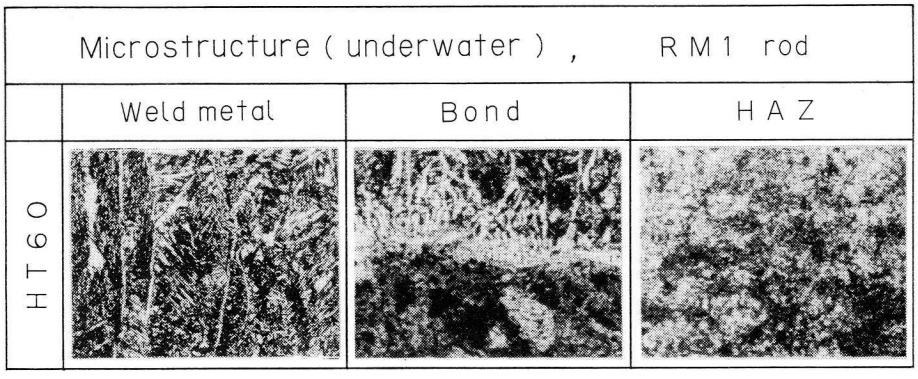


Photo. 5.1 Microstructures of bead on plate

5.3.3 成分分析

試作した高Cr系溶接棒RM1による溶接金属部の成分は、前章において溶込率をもとにしてシェフラーの組織図よりCreq、Nieqおよびフェライト量を求めたが、本章ではHT60材を用いて突合せ継手溶接を行なった溶接金属部の化学成分をプラズマ分光分析法により求めた。なお、炭素（C）については燃焼ガス定量法、イオウ（S）については燃焼中和滴定法を用いて求めた。

Table 5.1 は成分分析結果を示したもので、Creq、Nieqおよびフエライト量は、水中溶接において約27%、14%および18%となり前章の結果とほぼ同様な値を示しているが、大気中溶接において約33%、17%および34%となり、前章の結果よりもかなり大きな値を示している。これは、大気中溶接においては電流値が低目のため、溶込率が小さくなったものと考えられる。Suutala ら[53]によると2相ステンレス鋼はフェライト量が5～20%を含有していると機械的性質や耐溶接割れによい結果を与えると報告して

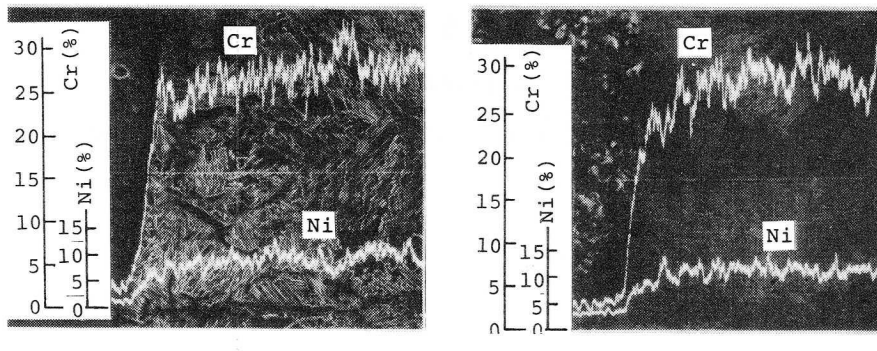
Table 5.1 Chemical compositions of deposited metal used RM1 rod

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Creq	Nieq
Underwater	0.09	0.37	1.17	0.013	0.008	10.75	26.04	0.02	0.02	26.62	14.04
In air	0.10	0.50	1.39	0.014	0.008	12.85	32.50	0.02	0.02	33.27	16.55

いるように、試作した溶接棒ＲＭ１は水中溶接においてフェライト量が約18%含有しているため、水中用溶接棒として適しているものと思われる。

5.3.4 ＥＰＭＡによる検討

異材溶接、特に水中溶接における溶接金属部の化学組成は変化するという報告[54,55]があるため、組織に大きな影響をおよぼすＣｒおよびＮｉに重点をおいて、ＨＴ６０材にＲＭ１棒を用いて水中と大気中でビードオンプレートを行ない、溶接金属部から熱影響部にかけてＥＰＭＡによりライン分析した結果を Photo. 5.2 に示す。写真より、ボンド部近傍におけるＣｒおよびＮｉの濃度勾配が急激に変化し、半溶融領域での拡散はほとんど行なわれていないものと考えられる。溶接金属部のＣｒおよびＮｉ量は前述したシェフラーの組織図のものとよく一致していることがわかる。



a) Underwater　　b) In air

Photo. 5.2 EPMA analysis of Cr and Ni in weld metal
(HT60 + RM1)

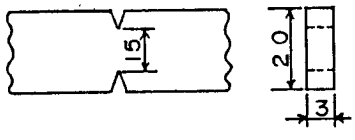
5.4 溶接継手部の性質

5.4.1 引張試験

ＨＴ６０材と試作した高Ｃr系溶接棒ＲＭ１を用い水中にて突合せ継手溶接を行ない、第２章で用いた試験片形状と同様な方法で溶接金属部とボンド部に45°Ｖノッチを施した試験片を作成し、引張試験を行なった結果をTable 5.2 に示す。その結果、ノッチの位置が溶接金属部の場合は約67.5kgf/mm^2、ボンド部の場合は約65.9kgf/mm^{2}とかなり高い引張強度を示し、それらの値は第２章で用いた高張力鋼用溶接棒Ｄ５００３よりも良好な値となっていることが認められた。特に、ボンド部の場合においては約60％も高い引張強度を示している。これより、試作したＲＭ１棒は引張試験結果からも水中溶接に適していることが認められる。

Table 5.2 Tensile strength of deposited metal and bond used RM1 rod in underwater

Tensile test (underwater), HT60	
Weld metal	67.5 kgf/mm^2
Bond	65.9 kgf/mm^2



Dimention of tensile specimen

いっぽう、引張試験によって得られた破断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果の一例をPhoto. 5.3 に示す。結果より、ノッチの位置にはほとんど関係なく、破面の大部分が延性破壊であるディンプル破面を呈しているが、ごくわずかではあるが溶接金属部にノッチを施した場合、ノッチ近

傍に水素擬へき開破壊が見られ、またボンド部にノッチを施した場合は、へき開破壊であるリバーパターンが観察された。

以上の引張試験や破面解析結果より試作した高Cr系ステンレス鋼用溶接棒RM1は水中用溶接棒として最適なものであることが確認された。

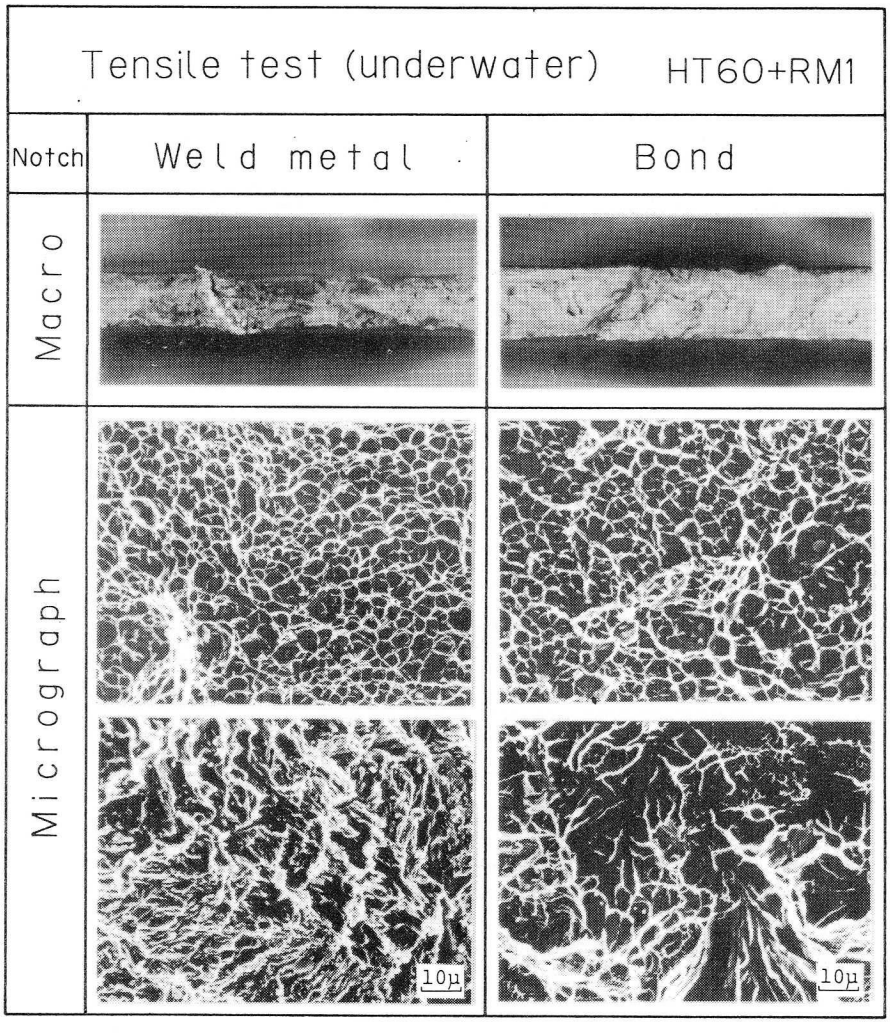


Photo. 5.3 Macro and micro fractographs of tensile test

5.4.2 衝撃試験

HT60材と試作棒RM1を用いて水中で1層溶接をしたのち、シャル

ピー衝撃試験機（10kgf・m）を用い試験温度を変えて衝撃試験を行ない、せん断破面率で表わした結果を Fig. 5.4 に示す。比較のために大気中溶接の場合も列記した。その結果、水中溶接において溶接金属部にノッチを施した場合は100％延性破面を呈し、せん断破面率が50％の場合の遷移温度は現われず、かなり低温側になるものと思われる。ボンド部にノッチを施した場合は約-110℃と低い温度域になっている。次に、大気中溶接におい

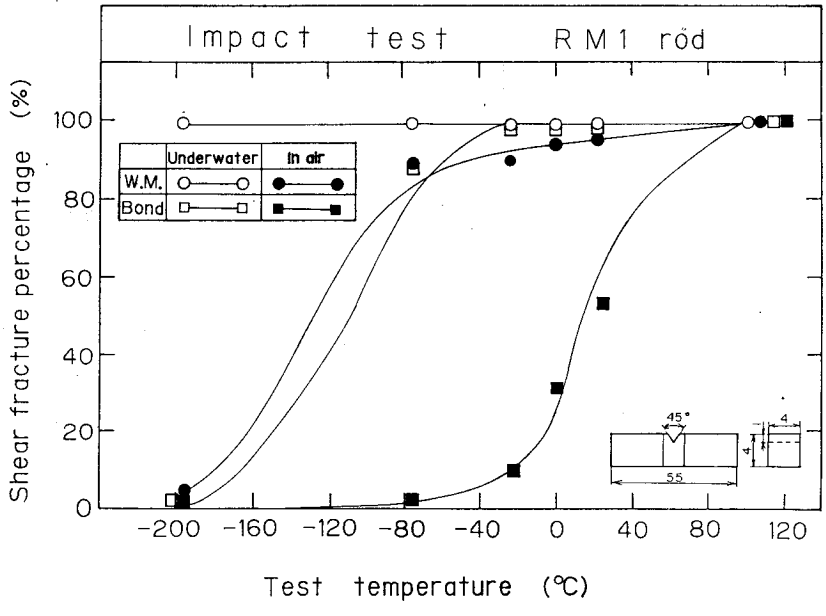


Fig. 5.4 Effect of fracture transition temperature on Charpy impact test (RM1)

てはノッチが溶接金属部で約-130℃と低い温度になっているのに対し、ボンド部の場合は10℃とかなり高温側になっている。このように、試作したＲＭ１棒は水中溶接において、溶接部近傍は焼入れ硬化性がなく、切欠き靱性に良い結果を示していることが認められた。

Photo. 5.4 は水中溶接を行なった試験片において、衝撃試験温度が－76℃のときの代表的な衝撃破面のマクロおよびミクロ写真を示したもので、マクロ破面においては、いずれも切欠き底部が板厚方向に大きな収縮を生

じ、塑性変形をともなった延性破壊となっている。また、破断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果、大部分が延性破壊であるディンプル破面を呈している。

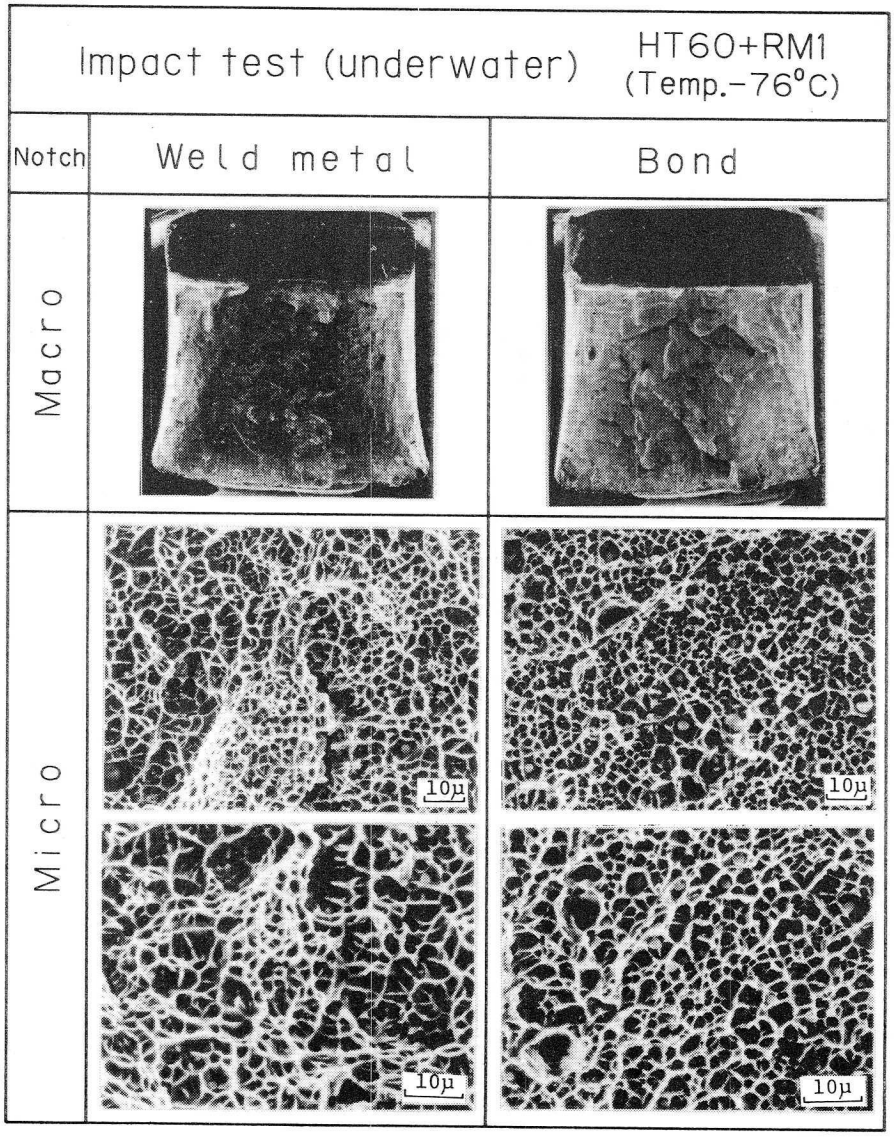


Photo. 5.4 Macro and micro fractographs of Impact test

5.5 拡散性水素量

試作した溶接棒ＲＭ１を用いて水中で溶接した場合の拡散性水性量の時間的変化を Fig. 5.5 に示す。水素の放出がほとんど停止するまで測定した結果、長時間経過したのちに放出しはじめ、最終的には約500時間で約８㎖/100gFeとなっている。この値はＤ５００３棒の約70㎖/100gFeに比べてかなり少ない値を示している。このように、ＲＭ１棒は拡散性水素量が少ないため、水素脆化や低温割れなどの現象が起こりにくく耐割れ性にも効果があり、水中用溶接棒として充分使用できるものと考えられる。

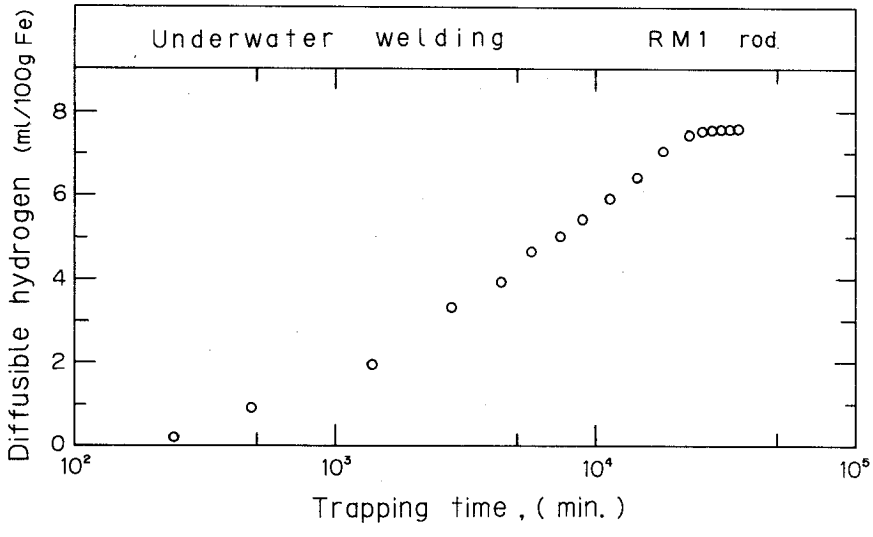


Fig. 5.5 Relation between time and diffusible hydrogen

5.6 結　言

本章においては、試作した高Ｃr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒ＲＭ１とＲＭ２のうちで、溶接割れ試験や破面解析などから良い結果を示したＲＭ１棒について冶金的性質や機械的性質、さらに拡散性水素量などの基礎的実験を行ない、水中用溶接棒としての適用性について検討した。

本章で得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) ビードオンプレートによる溶接金属部の組織はオーステナイトとフェ

ライトの2相組織となり、基地はオーステナイトでフェライトが層状になっているのが明瞭に観察された。これは急速冷却により針状の状態で析出し柱状晶組織を呈し、オーステナイトの単相組織より耐割れ性、耐食性に優れているものと考えられる。ボンド部においては帯状のマルテンサイト層がわずかに認められた。

(2) 溶接金属部の硬度はHv=230で、急速冷却による焼入れ硬化性のない靱性に富んだ溶接棒であることが認められた。

(3) 水中溶接部の成分分析結果はCreqが約27％、Nieqが約14.％、フェライト量が約18％となり、シェフラーの組織図より求めた値とよく一致していることが確認できた。

(4) 突合せ継手溶接部の引張強度は、市販されている高張力鋼用溶接棒D５００３よりも高い値を示している。特に、ノッチがボンド部に位置している場合の引張強度は約60％も高い値となり、水中用溶接棒として最適であることが確認された。

(5) 引張破断面を走査型電子顕微鏡で観察した結果、破面の大部分が延性破壊であるディンプル破面となっていた。

(6) 水中にて1層溶接を行なった溶接部の衝撃試験において、ノッチが溶接金属部にある場合、いずれの試験温度でも100％の延性破面を呈していた。ボンド部の場合、せん断破面率が50.％のときの遷移温度は約-110℃と低温域にあり、大気中溶接の場合よりかなり低温側に存在し靱性に富んでいることが認められた。

(7) 水中溶接部の衝撃試験において、試験温度が－76℃の場合のマクロ破面は、ノッチの位置には関係なく切欠き底部は板厚方向に大きな収縮を生じ、塑性変形をともなった延性破壊となっている。

(8) 拡散性水素量の値は水素の放出が停止するまで測定した結果、約８mℓ/100gFe（約500時間）となり、高張力鋼用溶接棒Ｄ５００３の約70mℓ/100gFe（約400時間）よりかなり少ない値を示し、水素脆化や低温割れなどを軽減できるものと考えられる。

第６章　試作高Ｃｒ系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒による実施工的検討および市販溶接棒との比較検討

6.1　緒　言

前々章および前章において試作した高Ｃr系ステンレス鋼用溶接棒ＲＭ１は、溶接割れ試験および機械的冶金的試験などにおいて市販の溶接棒よりかなり良好な結果を示し、水中溶接用溶接棒として最適であることについて述べた。

本章においては、実施工時における溶接性や作業性を調べるために、深さ数ｍの海水中にて溶接し、ビード外観やＸ線透過試験などの両面より検討を行ない、さらにこれまでに得られた結果を整理し継手部の性能についても検討を行なった。

6.2　使用材料および実験方法

本実験に使用した供試鋼材は高張力鋼ＨＴ６０材（Table 2.1 参照）で溶接棒は試作した高Ｃr系のＲＭ１棒（Table 4.1 参照）を用いて、水深が約７ｍの海水中で重ね継手溶接を行ない、ビード外観やＸ線透過試験さらに溶接工からの溶接状況をもとに溶接性や作業性について検討した。

6.3　実施工時における重ね継手溶接部の検討

6.3.1　ビード形状およびＸ線透過試験

ＨＴ６０材と試作した溶接棒ＲＭ１を用い、深さ約７ｍの海水中で、溶接電流を300Ａ、溶接速度を20㎝/minとして重ね継手溶接を行なった場合のビード外観とＸ線透過試験結果の一例を Photo. 6.1 に示す。比較のために軟鋼用溶接棒Ｄ４３０１の場合も同様に示す。結果より、ビード形状は水圧と急速冷却の影響でビード幅が小さく、盛り上がった状態になっているが、ビード波形は一様で良好な溶接ビードを呈している。Ｘ線透過試験においては、わずかにブローホールと思われる部分が確認されるが、ほ

ぼ良好な溶接部となっている。

このような結果より、試作した溶接棒ＲＭ１は海水中においても充分適用できることが認められた。

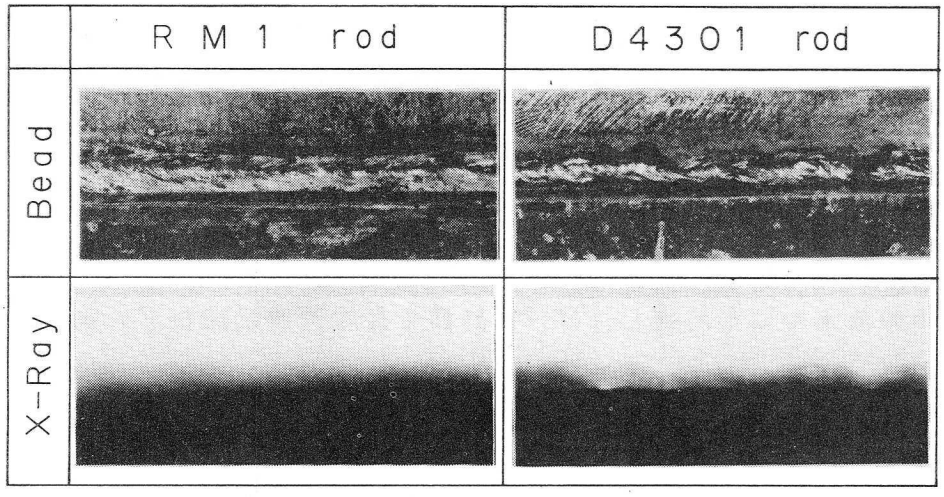


Photo. 6.1　Appearance, bead and X-ray inspection of welds obtained sea water (About 7 m depth)

6.3.2　引張試験

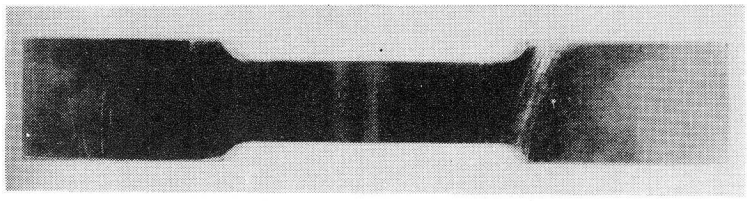
ＨＴ６０材と溶接棒ＲＭ１を用いて湿式水中溶接をしたのち、平滑部を有する試験片の引張試験を行なった。Photo. 6.2 は引張試験前後を示したもので、破断はボンド部に沿って進展し、その引張強度は $\sigma \fallingdotseq 60\,kgf/mm^2$ となり母材の引張強度 $\sigma \fallingdotseq 64\,kgf/mm^2$ にかなり近い値を示し、溶接部は充分な強度を有していることがわかる。

6.3.3　実施工時における溶接性および作業性

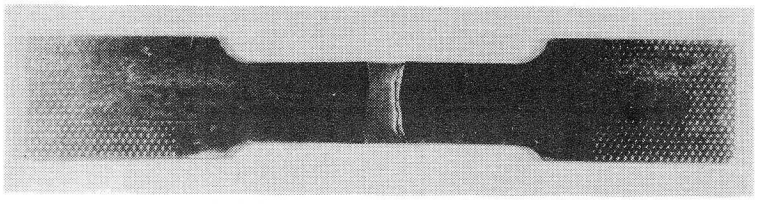
試作溶接棒ＲＭ１を用いて海水中で溶接を行なった場合、溶接性および作業性について溶接工の話を要約すると以下のようになる。

(1)　アークスタートがスムーズに行なわれ作業性が良い。

(2)　コンタクト溶接棒と類似した溶接方法で行なうとビード形状が一様な溶接部を得ることができる。



a) Before test



b) After test

Photo. 6.2 Specimens of tensile test before and after test

(3) 下向き溶接を行なう場合は、溶接速度を速めたほうがアークの安定性につながり良好な溶接部を得ることができる。

(4) 上向き溶接においては、アークが不安定になりやすい傾向がある。

(5) 水深を増すと電流値が高くなる関係上、フラックス部分から電流のリークが多くなり、アーク部分の電流値が弱くなることと、フラックスの離脱の可能性があるためにフラックス部分を保護する必要がある（絶縁テープを用いている）。

以上のように、溶接工が実際に溶接を行なった場合の状況と感覚より試作した高Cr系溶接棒RM1は、海水中でも溶接性や作業性が良く充分適用できることが確認された。

なお、水深が約7mにおける溶接作業現場の写真をPhoto. 6.3に示す。

6.4 溶接棒の違いによる水中溶接継手部の性能に関する検討

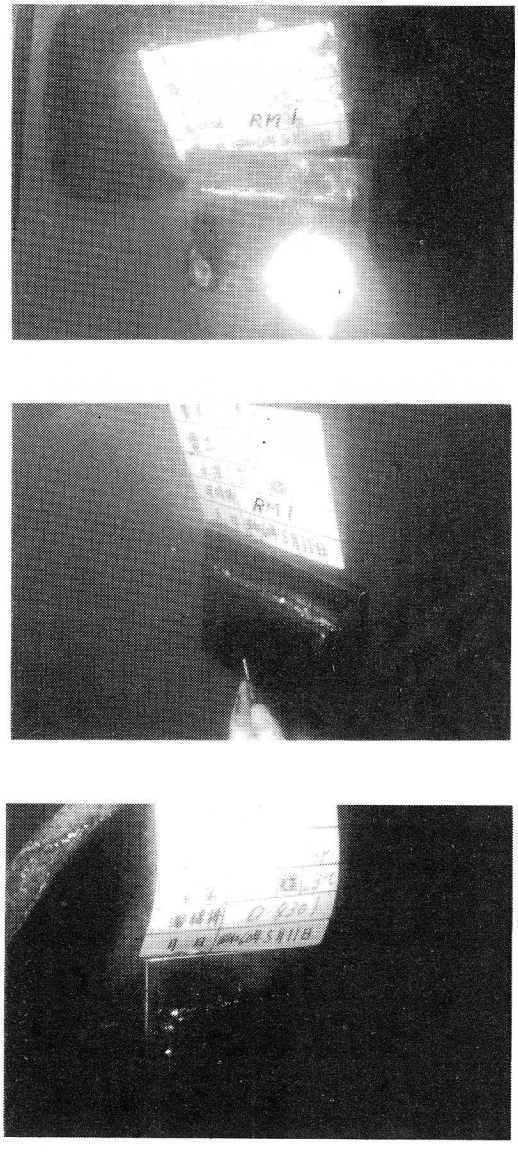


Photo. 6.3 Field of weld working at 7 m depth in sea water

これまで軟鋼および高張力鋼を対象に湿式水中溶接により、継手性能について種々の実験を行なった。本節では、ＨＴ６０材と溶接棒Ｄ５００３、Ｄ３１０、ＲＭ１について機械的性質の比較検討をした。

(1) 溶接部の硬度

湿式水中溶接は周囲の水の影響により、大気中溶接に比べて一般的に硬

度の増加をともなうが、溶接棒の心線やフラックスの化学組成を変えることにより硬度を減少することができる。

(2) 拡散性水素量

溶接継手部の機械的性質や冶金的性質などに影響をおよぼす拡散性水素について、水素の放出が停止するまで測定した。

(3) 溶接部の引張試験

溶接部の機械的性質の一つである引張試験において溶接金属部とボンド部に45°Vノッチを施した試験片を用いた。

(4) 溶接部の衝撃試験

溶接部の靱性を評価する試験方法の一つである衝撃試験を行ない、せん断破面率で表わし、50%の場合の遷移温度で表示した。

以上の機械的性質を簡単に整理し、比較した結果を Table 6.1 に示す。結果より、すべての点で優れた高Cr系のRM1棒が湿式水中溶接に最適な溶接棒であることが確認できた。

Table 6.1 Mechanical properties

	Hardness(Hv)		Hydrogen	T.S.(kgf/mm^2)		Impact (°C)	
	W.M.	Bond	(ml/100g)	W.M.	Bond	W.M.	Bond
D5003	300	460	69	51	39	-30	0
D 310	175	405	11	49	52	—	-115
RM 1	220	350	8	68	66	—	-120

6.5 結 言

本章において、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒RM1を用いて、水深が約7mの海水中で重ね継手溶接を行ない、ビード外観やX線透過試験、さらに溶接工の作業状況と感覚をもとに溶接性や作業性について検討した。

本章で得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 重ね継手溶接部のビード形状は幅が小さく盛り上がった状態になっているが、波形は一様で良好な溶接ビードとなっている。

(2) X線透過試験においては、割れは確認されなかったが、わずかにブローホールと思われる部分が認められた。

(3) 試作した高Cr系溶接棒RM1はアークスタートが容易でコンクト溶接棒と同様な方法で溶接ができ、また下向き溶接においては溶接速度を速めると良好な溶接部を得ることができる。

(4) 電流の増加につれて、フラックス部分から電流のリークが起こり溶接電流が減少するため、またフラックスの離脱防止のためにフラックス部分の保護が必要であることが認められた。

以上のように、試作した高Cr系溶接棒は水深約7mの海水中においても溶接性や作業性が市販棒より良好であることが確認された。

第7章　総　括

本研究では、海洋構造物の補修、修理や改修などにおいて、本格的に湿式水中アーク溶接を適用するにあたり、市販の高張力鋼ＨＴ６０材およびＨＴ８０材に、高張力鋼用溶接棒Ｄ５００３やオーステナイト系ステンレス鋼用溶接棒Ｄ３０９およびＤ３１０を用いて、水中溶接を行なった試験片の機械的性質や冶金的性質、さらに溶接割れの特徴などについて検討を行なった。その結果、Ｄ５００３棒においては充分な強度が得られずしかも低温割れが認められ、Ｄ３０９棒では溶接金属部がマルテンサイトの硬化組織となり、脆化をもたらしている。Ｄ３１０棒においては、機械的性質は良好であるが、溶接金属部に高温割れが確認された。

以上のことより、機械的冶金的性質や溶接割れ防止に最適な溶接棒の開発とその技術的課題の解決を目的とするために、シェフラーの組織図をもとに水中用溶接棒の試作を行ない、機械的性質、冶金的性質、溶接割れ試験および実施工時における溶接性や作業性について検討し、今度さらにすぐれた溶接棒を開発する上での指針を与えた。

本研究で得られた主要な結果を以下に総括して示す。

第１章は緒論であり、水中溶接の技術開発に関する内外の研究状況について概説してある。さらに湿式水中溶接の研究開発状況を顧みて、溶接棒の開発と技術的課題を指摘し、本研究の目的を明らかにした。

第２章では共金系被覆アーク溶接棒を用いて湿式水中溶接を行ない、溶接部に重要な影響を及ぼす冷却特性、硬度分布、金属組織および拡散性水素量などについて実験的検討を行ない、さらに溶接継手部の金属組織および機械的性質などについても検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1)　湿式水中アーク溶接におけるビード形状は大気中溶接に比べて必ずしも良好ではないが、ブローホールやスラグ巻込みなどの溶接欠陥はほとんど認められず良好な溶接部となっている。

(2) 溶接熱影響部の冷却特性において、いずれの環境でも最高温度はほぼ1200℃と同様な値を示しているが、800～500℃または800～300℃までの冷却時間には大きな相違があり、とくに水中溶接においては冷却速度が速いため溶接割れの発生に大きな影響を及ぼしている。

(3) 鋼の割れに影響を及ぼす因子の一つである溶接部の最高硬度Hmaxの関係式は水中溶接においては冷却速度が速いため適合せず冷却時間をも考慮しなければならない。

(4) 湿式水中溶接における溶接熱影響部近傍の顕微鏡組織観察をした結果、溶接金属部は柱状組織となり、ボンド部から熱影響部にかけては明瞭なマルテンサイト組織となっている。

(5) 拡散性水素量の値は、約400時間で放出が停止し、水中溶接にいては約70mℓ/100gFeとなり大気中溶接の約2.3倍も多く放出していることにより、溶接部に水素脆化や遅れ割れを誘発することになりやすい。

(6) 溶接金属部の酸素および窒素の分析結果は、水中溶接において酸素の溶解量は約950ppmで大気中溶接の約1.8倍も、窒素の溶解量は約35ppmで逆に大気中溶接で約4倍も多くなっている。

(7) シャルピー衝撃試験において、せん断破面率が50％の場合の遷移温度（vTs）は水中溶接で溶接金属部にノッチが位置している場合約－30℃になり、さらにノッチがボンド部に位置しているときは約0℃と高温側になる傾向が認められる。また衝撃試験温度が－20℃における破断部のマクロおよびミクロ観察では切欠き低部の横収縮がほとんどなく塑性変形を伴わない脆性破壊で、破面の大部分は水素擬へき開破壊となっている。

(8) 水中溶接部の疲労限は、溶接金属部内に多量の水素が侵入し微小なブローホールや水素脆化に伴う線状組織などの欠陥で組織敏感性が顕著に現われ、しかも硬度も高くなっているためにかなり低い値となっている。

以上のことから、拡散性水素量が多く冷却速度も速いために溶接部は硬化と脆化をもたらし、衝撃試験結果にも悪い影響を与えている。そのため、溶接金属部の硬度低下と脆化防止が重要な問題となることが推察された。

第３章では、市販の被覆アーク溶接棒を用いて湿式水中溶接を行なった場合、ルート割れに影響を及ぼす因子である拡散性水素量やボンド部の脆性と硬度、さらに拘束応力などが直接影響を与える溶接割れについて検討を行なった。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験における変位は、溶接終了後急激に増加し、約60秒後には全変位の95％にも達している。

(2) (1)における割れはＤ３０９棒およびＤ３１０棒には発生しておらずＤ５００３棒のみに発生し、割れの発生位置は、ＨＴ６０材の場合、水中溶接では縦板側においてルート部より熱影響部へ、大気中溶接では横板側においてルート部より熱影響部へそれぞれ進展している。次にＨＴ８０材の場合、水中溶接ではルート部より発生し溶接金属部へ進展したいわゆる溶接金属割れとなっている。大気中溶接ではＨＴ６０材と同様な割れ形態となっている。このように、拘束度の違いや溶接金属部の合金元素の違いにより割れ発生位置が異なることが認められた。

(3) 水中溶接において、インプラント溶接割れ試験の下部限界応力値はＤ３１０棒で約43 kgf/㎟ と最も高い値を示し、しかも熱影響部への水素拡散が少ないため遅れ割れが生じていない。しかし、マイクロ組織観察より高温割れの発生が認められた。

(4) (3)におけるミクロ組織観察において、Ｄ３０９棒とＤ３１０棒では、ボンド部に黒い帯状の炭化物が見られた。また破面形態は水素擬へき開破壊が主流をなし、Ｄ３０９棒では粒界破壊も多数見られたが、Ｄ３１０棒においては粒界破壊の存在は認められなかった。

(5) 水中にてＴＲＣ試験を行なった結果、溶接部近傍の硬度が影響したために限界応力値は、Ｄ３１０棒の場合が高い値を示し（ＨＴ６０材で約σ＝32 kgf/㎟．ＨＴ８０材で約σ＝37 kgf/㎟）、逆にＤ３０９棒の場合は低い値となっている（ＨＴ６０材で約σ＝９kgf/㎟、ＨＴ８０材で約σ＝20 kgf/㎟）。

(6) 水中でのＴＲＣ試験による割れ進展過程において、Ｄ３０９棒の場合

はルート部より発生して溶接金属部へ伝播した溶接金属割れとなっているが、D３１０棒においてはルート部より発生しボンド部に沿って伝播している。なお、D３１０棒の場合溶接金属部に高温割れが観察された。

(7) 開先形状の違いによるＴＲＣ試験結果は、ルート部の溶込み形状と局部応力に関係する応力集中率（Small ｙおよび Large Ｙ開先でKt≒４、45°レ形開先でkt≒８）の違いによりLarge Ｙ開先が最も高い限界応力値を示し、次にSmall ｙ開先となり、逆に45°レ形開先が最も低い限界応力値となっている。

以上のように、市販の軟鋼用被覆アーク溶接棒を用いて各種溶接割れ試験を行ない、大気中溶接の場合と比較した結果、かならずしも良好でなく、しかも水素による低温割れが起こり、その防止方策が重要な課題となることを明らかにした。そのため、熱影響部へ拡散する水素が極めて少ない市販のオーステナイト系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒を用いて各種溶接割れ試験を行なっても充分な強度が得られず、しかも高温割れの危険性があるため、溶込率（希釈率）をもとにシェフラーの組織図より高Ｃr系ステンレス鋼用溶接棒を開発すべきであることについて述べた。

第４章においては、試作した高Ｃr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒ＲＭ１およびＲＭ２を用い、水中にて非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験やインプラント溶接割れ試験およびＴＲＣ試験、さらに拘束割れ試験である斜めｙ形溶接割れ試験を行ない、発生した溶接割れの特徴をフラクトグラフィ的観点から割れ発生の主原因を明確にし、本溶接棒の有用性について検討を行なった。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 非拘束Ｔ型すみ肉溶接割れ試験における変位は、前章で述べた場合と同様に溶接終了後急激に増加し、ＲＭ１棒においては約50秒で全変位の95％にも達しているが、ＲＭ２棒においては溶接開始約20秒後にはルート部より発生した割れが表面まで達し変位が急激に減少していることが認められた。

(2) (1)における割れの発生状況は、水中溶接においてＲＭ１棒は縦板側の

トゥ部に小さな割れが見られ、ＲＭ２棒では横板側のボンド部に沿ってビード表面まで伝播している。しかし、大気中溶接においては溶接金属部が硬化したために両溶接棒とも溶接金属割れとなっている。

(3) インプラント溶接割れ試験において、水中溶接での限界応力値はＨＴ６０材で約σ＝49 kgf/㎟と高い値を示した。また、溶接金属部は柱状晶組織となっていおり、マルテンサイト組織や高温割れは観察されず、良好な溶接金属部となっていた。ボンド部においてはボンドマルテンサイト組織が大気中溶接ほどではないが細い帯状として確認された。

(4) 水中においてＴＲＣ試験を行なった結果、限界応力値は、ＨＴ６０材とＲＭ１棒の組合せがもっとも高く約σ＝38 kgf/㎟となり、しかも、ボンド部近傍の炭化物層やボンドマルテンサイト層の発生がＲＭ２棒より少なく、また溶接金属部には高温割れも観察されず水中溶接用溶接棒として最も適当なものと思われる。いっぽう、破断面の観察結果より、ルート部近傍で水素擬へき開破壊や粒界破壊が見られたが、ビード表面に近いところでは、ディンプル破面が観察された。

(5) 斜めｙ形溶接割れ試験における側面ひずみの発生過程は、水中溶接において溶接開始後約35秒で約0.08％の最大圧縮ひずみを生じ、約45秒で割れが発生している。これに対し、大気中溶接では溶接開始後約20秒で約0.04％の最大圧縮ひずみとなり、約70秒で割れが起こっている。このように水中溶接と大気中溶接でひずみ量に大きな相違があるのは、溶接入熱量と冷却速度が影響しているものと考えられる。

(6) 斜めｙ形溶接割れ試験による割れ進展過程は、水中溶接ではルート部より発生しボンド部に沿っているが大気中溶接ではルート部より発生し溶接金属部へ進展した溶接金属割れとなっている。これらの違いは、溶接金属部の硬度が大きく影響している。

以上のように、試作した高Ｃｒ系のステンレス鋼用被覆アーク溶接棒を用いて各種溶接割れ試験を行ない、拘束応力や組織観察、さらに破面解析などの実験的検討を加え、本溶接棒の有用性について実証した。

第５章においては、試作した高Ｃｒ系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒ＲＭ１とＲＭ２のうちで、溶接割れ試験や破面解析などから良い結果を示したＲＭ１棒について冶金的性質や機械的性質、さらに拡散性水素量などの基礎的実験を行ない、水中用溶接棒としての適用性について検討した。得られた結果を予約すると次のとおりである。

(1) ビードオンプレートによる溶接金属部の組織はオーステナイトとフェライトの２相組織となり、基地はオーステナイトでフェライトが層状になっているのが明瞭に観察された。これは急速冷却により針状の状態で析出して柱状晶組織を呈し、オーステナイトの単相組織よりも耐割れ性、耐食性に優れているものと考えられる。ボンド部においては帯状のマルテンサイト層がわずかに認められた。

(2) 溶接金属部の硬度はＨｖ=230で、急速冷却による焼入れ硬化性のない靱性に富んだ溶接棒であることが認められた。

(3) 水中溶接部の成分分析結果はCreqが約27％、Nieqが約14％、フェライト量が約18％となり、シェフラーの組織図より求めた値とよく一致していることが確認できた。

(4) 突合せ継手溶接部の引張強度は、市販されている高張力鋼用溶接棒Ｄ５００３よりも高い値を示している。特に、ノッチがボンド部に位置している場合の引張強度は約60％も高い値となり、水中用溶接棒として最適であることが確認された。

(5) 引張破断面を走査電子顕微鏡で観察した結果、大部分が延性破壊であるディンプル破面となっていた。

(6) 水中にて１層溶接を行なった溶接部の衝撃試験において、ノッチが溶接金属部にある場合、いずれの試験温度でも100％の延性破面を呈していた。ボンド部の場合はせん断破面率が50％のときの遷移温度が約-110℃と低温域にあり、大気中溶接の場合よりかなり低温側に存在し靱性に富んでいることが認められた。

(7) 水中溶接部の衝撃試験において、試験温度が－76℃の場合のマクロ破

面は、ノッチの位置には関係なく切欠き底部は板厚方向に大きな収縮を生じ、塑性変形をともなった延性破壊となっている。

(8) 拡散性水素量の値は水素の放出が停止するまで測定した結果、約8㎖/100gFe（約500時間）となり、高張力鋼用溶接棒D5003の約70㎖/100gFe（約400時間）よりかなり少ない値を示し、水素脆化や低温割れなどを軽減できるものと考えられる。

以上のことより、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒による溶接継手部の引張試験や衝撃試験などの基礎的実験を試み、さらに組織観察や破面解析を行なって機械的性質や冶金的性質について検討した結果、本溶接棒が湿式水中溶接用の被覆アーク溶接棒として実用的な溶接棒であることを確認した。

第6章において、試作した高Cr系ステンレス鋼用被覆アーク溶接棒RM1を用いて、水深が約7mの海水中で重ね継手溶接を行ない、ビード外観やX線透過試験、さらに溶接工の状況と感覚をもとに溶接性や作業性について検討した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 重ね継手溶接部のビード形状は幅が小さく盛り上がった状態になっているが、波形は一様で良好な溶接ビードとなっている。

(2) X線透過試験においては、割れは確認されなかったが、わずかにブローホールと思われる部分が認められた。

(3) 試作した高Cr系溶接棒RM1はアークススタートが容易でコンタクト溶接棒と同様な方法で溶接ができ、また下向き溶接においては溶接速度を速めると良好な溶接部を得ることができる。

(4) 電流の増加につれて、フラックス部分から電流のリークが起こりアーク電流が減少するため、またフラックスの離脱防止のためにフラックス部分の保護が必要であることが認められた。

以上のように、試作した高Cr系溶接棒は水深約7mの海水中においても溶接性や作業性が市販棒より良好であることが確認された。これらの結果をもとに今後さらにすぐれた溶接棒を開発する上での指針を与えるものと考えられる。

謝　　辞

本研究は大阪大学および琉球大学において、大阪大学教授　菊田米男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　松田福久博士、大阪大学教授向井喜彦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。さらに大阪大学工学部溶接工学科の諸先生、大阪大学溶接工学研究所の諸先生ならびに琉球大学工学部の諸先生より種々の御助言と御便宜御激励をいただいた。

実験の遂行にあたっては、機械工学科学生　桜井浩君および比嘉雅秀君の御協力をいただいた。また、溶接棒の作製や成分分析などにあたっては住金溶接工業㈱、海水での溶接にあたってはマリンテック海洋調査工事㈾、X線透過試験にあたっては沖縄県工業試験場から多大の御援助をいただいた。

本論文を終えるにあたり、これらの方々および各社に対し心から御礼を申し上げるとともに本研究の一部は文部省科学研究費補助金による援助を受けたことを記して謝意を表わす次第であります。

参　考　文　献

(1) N. S. Hibshman,C. D. Jensen and W. E. Harvey: Electric Arc Welding under Water, Welding Journal, Vol. 12-10(1933), 4-9

(2) W. T. Brannt: Metal Worker's Handy Book, Baird & Co., N. Y. (1919), 441.

(3) J. B. Polland: Junior Instn. Engrs. Jnl., 35, 224-242(1924/25).

(4) C. D. Jensen: Discussion of Paper on Electric Arc Welding under water, Welding Journal, Vol. 13-6(1934). 31

(5) H. Schmidt: VDI Zeitchrift January(1941).

(6) P. C. van der Willigen: Contact Arc Welding, Welding Research Supplement. 25-(5) (1946), 313s-320s.

(7) C. Kandel: Underwater Cutting and Welding, Welding Journal, Vol. 25-3(1976), 209-212.

(8) 芦野民雄、他：金属の水中溶接および切断（ソ連)、日本舶用機器開発協会、昭和45年。

(9) N. M. Madatov: Some Peculiarities of an Underwater Arc, Welding Production, Vol. 9-3 (1962), 72-76

(10) N. M. Madatov: Special Features of Underwater Touch Welding, Automatic Welding, Vol. 15-9(1962), 52-54.

(11) N. M. Madatov: The Static Volt-Ampere Characteristics Curves of Underwater Arcs, Automatic Welding, Vol. 19-4(1966), 49-53.

(12) N. M. Madatov: Shape Relationships for Underwater Welding, Welding Production, Vol. 16-3(1969), 18-23.

(13) A. J. Brown, J. A. Staub and K. Masubuchi; OTC Houston Texas, Paper No. OTC 1621, 12 (1972), 55-64.

(14) K. Masubuchi and A. H. Anderssen: Underwater Application of Exothermic Welding, OTC Dallas Texas, Paper No. OTC 1910, (1973), 847-857

(15) T. Brown and K. Masubuchi; Underwater Journal, October (1973), 202-212.

(16) R. T. Brown and K. Masubuchi: Fundamental Research on Underwater Welding, Welding Research Supplement, Vol. 54-6(1975), 178s-188s.

(17) P. T. Delaune: Weld Made at 540 Feet (165m) Depth, Off shore, Vol. 33(1973).

(18) Comex Co.: La Soudure Hyperbare, NEFTEGAZEPO 会議 (Moscou), CX1/39JL/atgm 79/954.

(19) P. T. Delaune: BOC's Sub-Ocean Welding and Testing Services, The Welder No. 193, BOC Murex, Waltham Cross, Herts, England (1973).

(20) 蓮井、猪又：水中におけるプラズマ溶接（第1報)、溶接学会誌、Vol. 40-7 (1971), 622.

(21) 蓮井、衣川、菅：水中におけるプラズマ溶接（第2報)、溶接学会誌、Vol. 42-1 (1973), 18.

(22) 衣川、T. 福島、S. 福島：水中におけるプラズマ溶接（第3報)、溶接学会誌、Vol. 43-2 (1974), 189.

(23) 蓮井：水中溶接の現状、溶接学会誌、Vol. 43-4 (1974), 403.

(24) 衣川、T. 福島、S. 福島：水中におけるプラズマ溶接部の冷却、溶接学会誌、Vol. 44-10 (1975), 834.

(25) 益本、中島、近藤、松田：水中溶接に関する研究（第1報)、溶接学会誌、Vol. 40-7 (1971), 683.

(26) 益本、近藤、中島、松田：水中溶接に関する研究（第2報)、溶接学会誌、Vol. 40-8 (1971), 748.

(27) 西口、松縄、藤岡：水中溶接に関する研究（第1報)、溶接学会全国大会講演概要集、Vol. 13-No. 355 (1973).

(28) 西尾、岡本、和田、信重：局部乾式水中溶接法の開発（第1報)、溶接学会全国大会講演概要集、Vol. 12-No. 246 (1973).

(29) 浜崎、榊原：ソリッドワイヤによる水カーテン式水中炭酸ガスアーク溶接、溶接技術、Vol. 21-2 (1973). 83.

(30) 田村屯：局部乾式水中溶接による鋼の継手性能とその改善に関する研究、大阪大学提出学位論文、昭和58年　3月

(31) 益本、松田、長谷川：水中溶接による軟鋼溶接継手の割れ感受性に関する研究、溶接学会誌、Vol. 50-9 (1981), P. 881-887

(32) 寺崎：溶接部の低温割れに関係する熱因子および硬度の推定式の検討、鉄と鋼、Vol. 67-16 (1981), P. 2715-2723

(33) 渡辺正紀、佐藤邦彦：溶接力学とその応用、朝倉書店

(34) 佐藤：移動熱源による熱伝導の特性に関する覚え書、溶接学会誌、Vol. 36-2 (1967), P.154-159

(35) 鈴木春義：鋼材の溶接割れ（低温割れ）、溶接学会編(1976)

(36) 田中、北田：すみ肉溶接割れに関する研究、溶接学会誌、Vol. 41-8(1972), P. 915-924

(37) 木原、稲垣、堀川、栗山：５０kg/mm² 級高張力鋼すみ肉溶接部の割れについて、溶接学会誌、Vol. 39-3(1970), P. 156-166

(38) 坪井、西馬：可変拘束度すみ肉溶接割れ試験について、溶接学会誌、Vol. 43-10(1974), P. 1038-1046

(39) Henri Granjon: The Implant Method for Studying the Weldability of High Strength Steels, Metal construction & British Welding Journal, 1987(11), P. 509-515

(40) W. F. Savage et al.: Hydrogen Induced Cracking During Implant Testing of Alloy Steels, Welding Journal, 55(1976)12, 400s-407s

(41) 阪口、高木、中川、松田：ステンレス鋼肉盛溶接部の低温割れに関する研究、溶接学会全国大会講演概要集、Vol. 31-No. 142(1982)

(42) 菊田、荒木、黒田：破壊領域観察にもとづく鉄鋼の水素脆化機構に関する研究（第１報)、溶接学会誌、Vol. 44-2(1975), P. 80-87

(43) 菊田、荒木、黒田：破壊領域観察にもとずく鉄鋼の水素脆化機構に関する研究（第２報)、溶接学会誌、Vol. 44-5(1975), P. 77-87

(44) 鈴木、稲垣、中村：引張拘束割れ試験（ＴＲＣ試験）による高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす拘束外力の影響について、溶接学会誌、Vol. 32-1(1963), P. 44-55

(45) 木原、鈴木、稲垣、中村：高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究（第１報)、溶接学会誌、Vol. 31-1(1962), P. 53-66

(46) 百合岡、矢竹、片岡、大下：鋼材の溶接遅れ割れの研究（第１報)、溶接学会誌、Vol. 48-12(1979), P. 1028-1033

(47) 渡辺、佐藤、松井：溶接継手のルート割れにおよぼす外的拘束の影響、溶接学会誌、Vol. 33-6(1964), P. 446-457

(48) 小寺沢良一：フラクトグラフィとその応用、日刊工業新聞社

(49) 田村：オーステナイトステンレス鋼の溶接割れ、溶接学会誌、Vol. 41-2(1972), P. 127-147

(50) 日本溶接協会規格委員会：溶接規格要覧、産報

(51) 篠崎賢一：ＨＹ系高張力鋼溶接金属の低温割れに関する基礎的研究、大阪大学提出学位論文、昭和59年12月

(52) 井川：オーステナイトステンレス鋼の溶接冶金、溶接学会誌、Vol. 41-2(1972), P. 115-126

(53) N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic strainless steel welds; Welding Research International, Vol. 9-2(1979), P. 55-75

(54) 安藤、朝比奈、鶴羽：重力式溶接法による水中溶接（第1報)、溶接学会全国大会講演概要集、Vol. 11(1972)

(55) 福島、衣川、福島：水中溶接におけるプラズマ溶接（その10)、溶接学会全国大会講演概要集、Vol. 16(1975)

本論文に関係した発表論文

(1) “湿式水中アーク溶接に関する研究（第１報)” 溶接学会論文集、Vol. 1-2(1983), P. 285-289

(2) “湿式水中アーク溶接における鋼材のＴＲＣ試験（第１報)” 溶接学会論文集、Vol. 1-3(1983), P. 420-425

(3) “湿式水中アーク溶接に関する研究（第２報)” 溶接学会論文集、Vol. 2-4(1984), P. 721-726

(4) “Implant Weldability Test in Wet Underwater Welding” Transactions of JWRI, Vol. 13-2(1984), P. 249-254

(5) “湿式水中アーク溶接に関する研究（第３報)” 溶接学会論文集、Vol. 3-2(1985), P. 392-397