

多重溶接熱サイクルを受けた鋼熱影響部の低温割れ感受性の検討

西川和美*・小林卓也*・植松 進*

Cold Cracking Behavior of Heat Affected Zones of Steel Affected by Multipass Welding Thermal Cycles

By

Kazumi NISHIKAWA, Takuya KOBAYASHI and Susumu UEMATSU

Abstract

It is well known that the under-bead crackings are occurred at multipass welds in high-strength steels.

In this study, relative susceptibility to hydrogen-assisted cracking in the HT-80 steel welds is evaluated by using 2 pass implant method, the simulation technique of weld HAZ (heat affected zone) and the method of hydrogen charging into the synthetic HAZ.

Results indicate that, the shortest incubation time to fracture is observed at the first pass bond region subjected to heat cycle of 500-600°C at second pass, due to the stress and hydrogen concentration at the part. The morphology of crack growth is predominantly intergranular. Those tendency are observed for both the implant and the simulation tests.

Moreover the hydrogen diffusibility is measured at the synthetic HAZ specimen using the trial apparatus.

目次

1. 緒言	1	4.2 実験結果及び考察	13
2. 2パスインプラント試験	2	5. 結論	15
2.1 実験方法	3	参考文献	15
2.2 実験結果及び考察	4		
3. 再現熱影響部試験	9		
3.1 実験方法	9		
3.2 実験結果及び考察	10		
4. 水素拡散性試験	11		
4.1 実験方法	11		

1. 緒言

一般に溶接割れは、溶接直後溶接部がまだ高温であるときに発生する高温割れと、溶接部が冷却して約300°C以下になってから発生する低温割れとに分けられる。鋼溶接部で問題とされてきたのは、主として低温割れである。その中でも特に初層溶接部に発生するルート割れについては、これまでに多くの研究が行われ、それらの成果に基づいて防止対策が確立されてい

*材料加工部

原稿受付：昭和62年1月12日

る。ところが、溶接構造物が大型化するにつれて使用鋼材の板厚が増大し、それに伴って、多層溶接部に特有な溶接金属のマイクロ割れ、ビード下割れ、止端割れなどが問題となってきた。これらのうちビード下割れは、図-1に示すように高張力鋼厚板多層溶接部の最終層直下のc位置に発生しやすい。この割れについては筆者ら¹⁾や矢竹ら²⁾の研究により、水素依存性の低温割れであることが明らかになったが、その発生機構については十分には解明されていなかった。

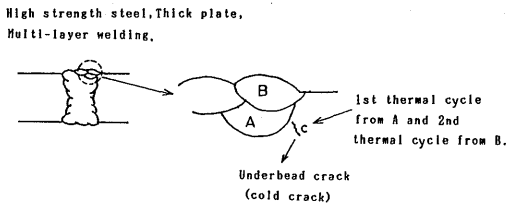


図-1 高張力鋼厚板多層溶接部のビード下割れ発生位置

図-2に示すように、ビード下割れ発生位置cが受ける主な溶接熱サイクルは、ビードAの溶接による一次熱サイクル及びビードBの溶接による二次熱サイクルである。一次熱サイクルの最高温度はボンド部（ビードと母材熱影響部の境界部）近傍の最高温度に相当する1,300~1,400°C、二次熱サイクルの最高温度は鋼のA、変態点直下の約700°C以下と推定される。

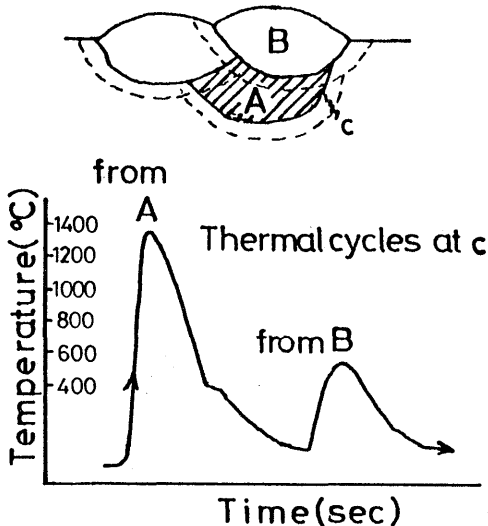


図-2 ビード下割れ発生位置Cの受ける熱サイクル
(204)

筆者らは、この二次熱サイクルの最高温度すなわち二次熱サイクルによる第1パスボンド部(図-2のc部に相当、以下ボンド部という)の最高再加熱温度(以下最高再加熱温度という)がビード下割れ(低温割れ)の発生に強く関与すると考え、低温割れの発生要因に対する最高再加熱温度の影響を以下の各実験により検討した。

まず、図-1の多層溶接部を模した2パスインプラント試験を行い、ボンド部の低温割れ感受性に対する最高再加熱温度の影響を明らかにした。

次に、熱サイクル再現装置を用いて前記の一次及び二次熱サイクルを模した二重熱サイクルを試験片に与え、その諸特性を調べる試験(以下再現熱影響部試験という)を行い、ボンド部の低温割れ発生要因である水素及び組織的因子(結晶粒界特性など)に対する最高再加熱温度の影響を調べた。

更に、上記の再現熱影響部における水素の拡散性を調べる試験(以下水素拡散性試験という)を行い、低温割れ感受性ととの関連について検討した。

2. 2パスインプラント試験

インプラント試験はH. Granjon⁴⁾により開発され、当初は溶接熱影響部における鋼の硬化性や組織変化などの研究に使用されていたが、1969年頃に低温割れ試験法としても使用することが提案され、現在各国で盛んに研究が行われている。この試験法が一般に広く用いられている自拘束型の小型割れ試験法と異なるところは、低温割れ要因の一つである拘束応力を自由に变化できることである。図-3(a)に示すように、支持板(backing plate)と呼ばれる適当な鋼板に穴をあけ、円周切欠をつけた丸棒試験片(インプラント)を挿入して溶接し、低温(一般に100~150°C)に冷却してから、図-3(b)に示すようにインプラントに引張荷重(拘束荷重)を加えて保持し、低温割れを発生させる。円周切欠は溶接部の中で割れの起点となりやすいルート部や止端部を想定したもので、その位置が溶接融合線と一致するように考慮されている。また図-3(a)に示すA点と、それに対応するインプラントのB点での溶接熱サイクルに差がないことが確認されており、インプラントは支持板と同じ熱影響を受けることになる。図-3(c)はインプラント試験結果の整理方法を示したもので、拘束応力を変化して求めた割れ発生限界応力 σ_{cr} により、鋼材の低温割れ感受性を比較している。インプラント試験法は再現性がよく、試験片の加工も容易で、使用材料が少量ですむなどの利点があり、低温割

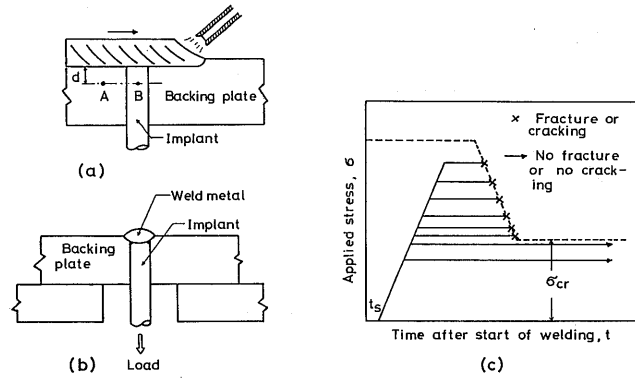


図-3 低温割れ試験法としてのインプラント試験

れのほかに再熱割れなどの研究にも利用されている。

図-2で示したように、ビード下割れは多層溶接の最終層ビードBの直下にあるAの母材熱影響部Cの位置(すなわち第1パスボンド部)に発生し、その位置が受ける主な溶接熱サイクルは、ビードAの溶接による一次熱サイクル及びビードBの溶接による二次熱サイクルである。そこで本研究では、図-4に示す2パスインプラント試験法を考案し、前記の一次及び二次熱サイクルをインプラントの切欠部に与えて実験を行い、ビード下割れ感受性を調べた。

2.1 実験方法

表-1に供試鋼材の化学成分及び機械的性質を示す。供試鋼材は80キロ級高張力鋼材でビード下割れ感受性が比較的高い。

図-5に使用したインプラント及び支持板の形状を示す。インプラント試験法では、通常、円周切欠付インプラントが使用されるが、溶接熱影響部の中でビード下割れが発生しやすい領域に切欠を一致させることは容易でないため、Sawhillら⁵⁾の方法を参考としたスパイラル切欠を採用した。

図-6は本実験のために考案したインプラント試験装置の概要である。インプラントは、この装置に固定

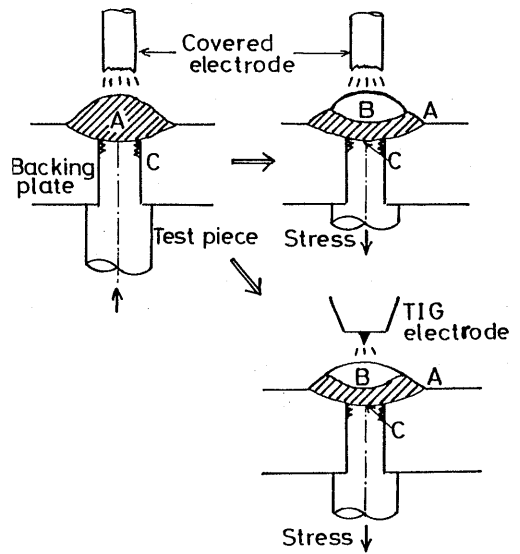


図-4 2パスインプラント試験

した支持板に挿入し、その直上を被覆アーク溶接棒(80キロ級高張力鋼用)で2パス溶接した。溶接終了後、第1パスボンド部で測った温度が100°Cまで低下した

表-1 供試鋼材

Specimen	Chemical composition, wt%										Ceq %	Pcm %	Y.S. Kg/mm ²	T.S. Kg/mm ²	E. %
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Other					
Implant	0.13	0.23	0.87	0.010	0.006	0.28	0.74	0.65	0.46	V 0.074	0.55	0.28	82.5	85.8	24.5
Backing plate	0.12	0.24	1.41	0.013	0.006	0.05	0.095	0.043	0.57	Nb 0.037	0.52	0.24	82.6	85.6	24.2

$C_{eq} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$

Y.S.: Yield strength, T.S.: Tensile strength, E.: Elongation in 50mm

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

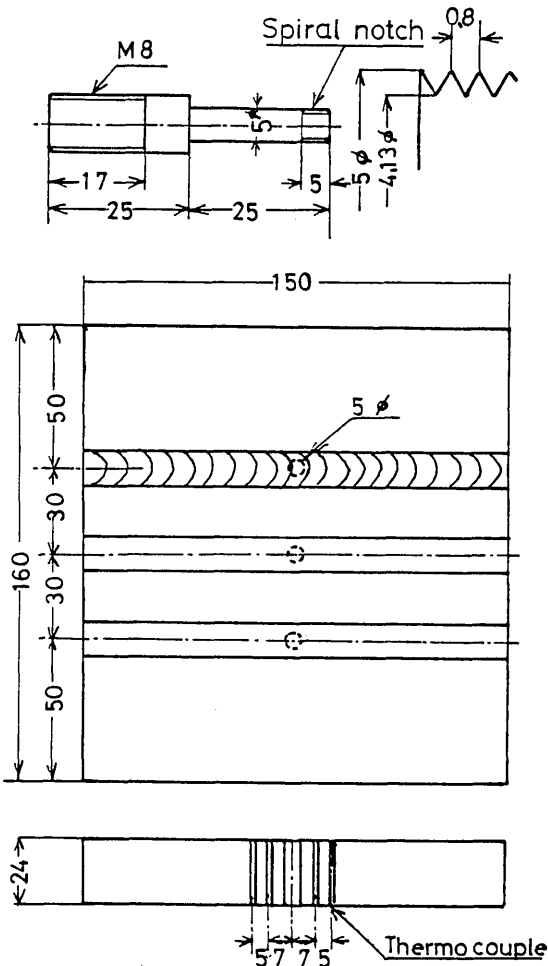


図-5 2パスインプラント試験片及び支持板

時点で、インプラントに空気圧シリンダにより60kgf/mm² (一部70kgf/mm²) の応力を負荷し、破断まで保持した。溶接時の温度測定は、溶接線上でインプラントの前後各2か所 (図-5 参照) に細孔を加工し、その中にCA熱電対を溶着して行った。

破断したインプラントは、走査電子顕微鏡による破面観察と、破面に垂直な縦断面のマクロ組織観察及び光学顕微鏡によるミクロ組織観察を行った。また、長時間負荷しても破断しなかったインプラントについて縦断面のミクロ観察を行い、割れ発生の有無を調べた。

表-2 に本実験で用いた溶接条件を示す。溶接では、溶接棒の乾燥度により溶接部の含有水素量に変化するため、溶接棒を使用前に400°Cで1時間再乾燥したもの (以下乾燥棒という) と、再乾燥しないもの (以下吸湿棒という) を使用した。この場合、ガスクロマトグラフ法で測定した溶着金属100g中の拡散性水素量Hdは乾燥棒使用で約3cc, 吸湿棒使用で約8ccであった。

第1パス (図-4でビードA) の溶接条件は原則として一定とし、第2パス (図-4でビードB) の溶接条件を変化させることにより、ポンド部の最高再加熱温度を変化させた。また本実験では、第2パスから水素が導入されることを抑えるため、第2パスのみをティグアークによる溶接棒なしの熔融溶接とした実験も行った。

2.2 実験結果及び考察

図-7はインプラントの溶接による溶込み状態を、溶接方向で切断した断面で調べたものである。第1, 第2パスともに溶接棒を使用したものでは、第2パス目の溶込み深さの変動が見られ、各測温部での最高再加

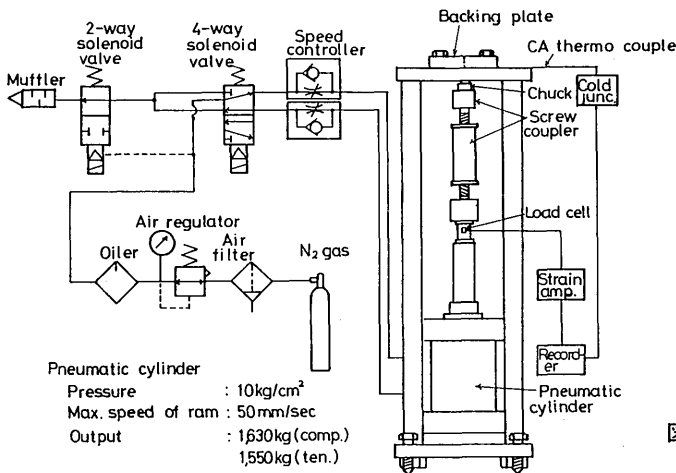
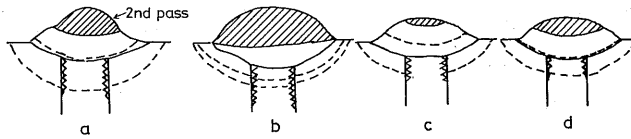


図-6 インプラント試験装置

表-2 2パスインプラント試験の溶接条件

	Covered arc		Tig arc welding
	1st pass	2nd pass	2nd pass
Electrode-classification	E11016G	E11016G	—
Diameter (mm)	4	4	—
Arc voltage (V)	22-25	22-30	11.5-14
Arc current (A)	170-175	140-195	80-180
Travel speed (cm/min)	15	11-30	15
Heat input (J/cm)	17500	6100-23000	3700-10100
Preheat temp (°C)	ROOM TEMP	—	—
Interpass temp (°C)	—	100	110-100



	a	b	c	d
1st pass	covered electrode			
2nd pass	covered electrode		TIG arc	
Welding parameter of the 2nd pass	140A, 22V	175A, 25V	105A, 12.2V	160A, 13.5V
Travel speed	30cm/min	15cm/min	15cm/min	15cm/min
Max. reheating temp. at the bond of the 1st pass	680°C	1000°C	520°C	780°C

図-7 2パスインプラント試験におけるビードの溶込状態の例

熱温度がばらついていた。これに対して、第2パスにティグアークを用いて第1パスのビード上を再溶融させたものでは、溶込み深さの変動は小さく、温度のばらつきも比較的小さかった。

図-8は2パスとも吸湿棒を開いて、図-9は2パスとも乾燥棒を用いて行った2パスインプラント試験の結果である。図-8及び図-9の中で、●はインプラントが完全に破断したもので、⊖はその時間まで荷重を保持しても破断しなかったが、光学顕微鏡によるマイクロ検査で微小割れが発見されたもの、また○は割れも発生していなかったものである。なお→を付した実験点は、荷重時間が1,000分を超えたものである。

図-8に示すように、吸湿棒を使用した場合、インプラントの破断は最高再加熱温度が670~1,020°Cの範囲で起こりやすい傾向がみられた。しかしながら、インプラントの破面がボンド部から外れてビード内に入

り込んだ場合が多くみられ、測温位置と破断位置は必ずしも一致しないことが分かった。例えば、図中a(最高再加熱温度は650°C)の場合、破断の起点と思われる部分はボンド部近傍であるが、他の部分はビード内に入り込んでいた。走査電子顕微鏡による破面観察では、ボンド部近傍に多数の二次割れと擬へき開を含む粒界破面であり、ビード内では擬へき開とディンプル(延性破壊の特徴的様相)の混在した破面で、いずれも水素脆化による破面と判断される。

前記の実験点a, b及びcについて、破面がビード内に入り込む深さの最大値を比較してみると、それぞれ4mm, 2.5mm, 1.5mmとなり、最高再加熱温の上昇とともに浅くなっていた。これは最高再加熱温度により第1パスビード中の水素濃度のピーク位置⁹⁾が変化したためと考えられる。

以上のことから、ボンド部の低温割れ感受性に対す

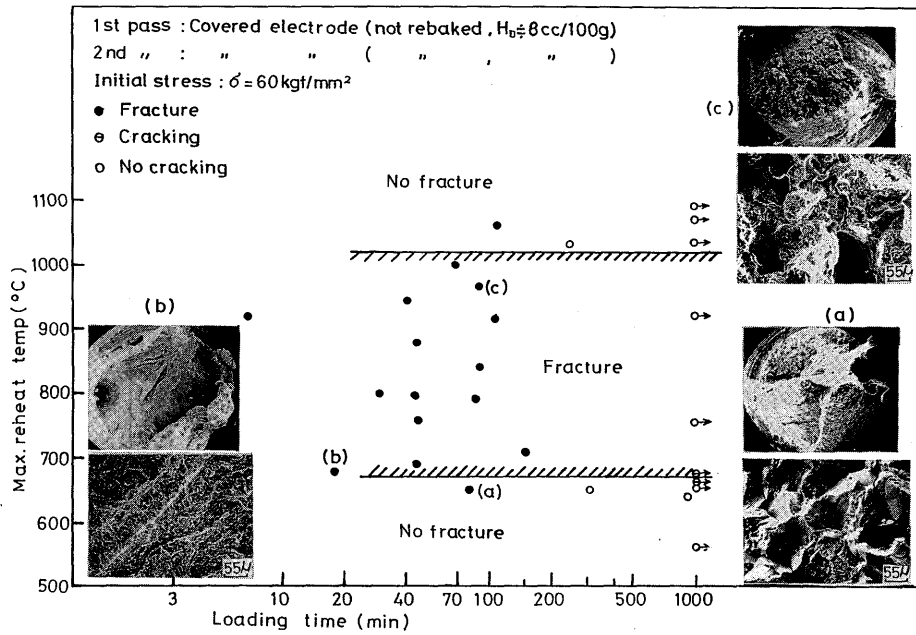


図-8 2パスインプラント試験結果 (吸湿棒)

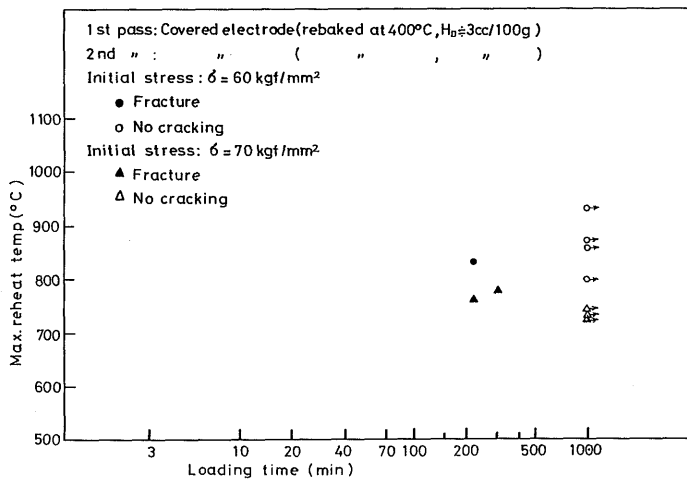


図-9 2パスインプラント試験結果 (乾燥棒)

る最高再加熱温度の影響は、破断経路がビード内にずれるため断定はできないが、最高再加熱温度のある範囲で大きくなる傾向が認められた。

乾燥棒を使用した場合(図-9)は、吸湿棒を使用した場合(図-8)のような破断と最高再加熱温度の相関は認められなかった。しかし、負荷開始から破断までの時間が吸湿棒を使用した場合に比べて長くなる傾向

がうかがえる。

図-10及び図-11は、それぞれ吸湿棒及び乾燥棒で第1パスを溶接し、第2パスをティグアークで熔融溶接した2パスインプラント試験結果である。これらの試験は、第1及び第2パスともに溶接棒を用いた前実験(図-8, 9)と、第2パス目からの水素の補給がない点が異なっているが、やはり破断が生じている。これは、

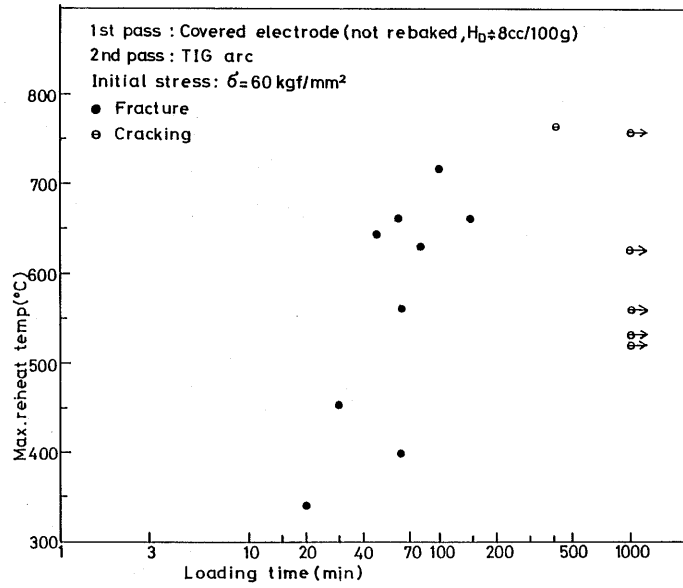


図-10 2パスインプラント試験結果(第1パス:吸湿棒, 第2パス:TIGアーク)

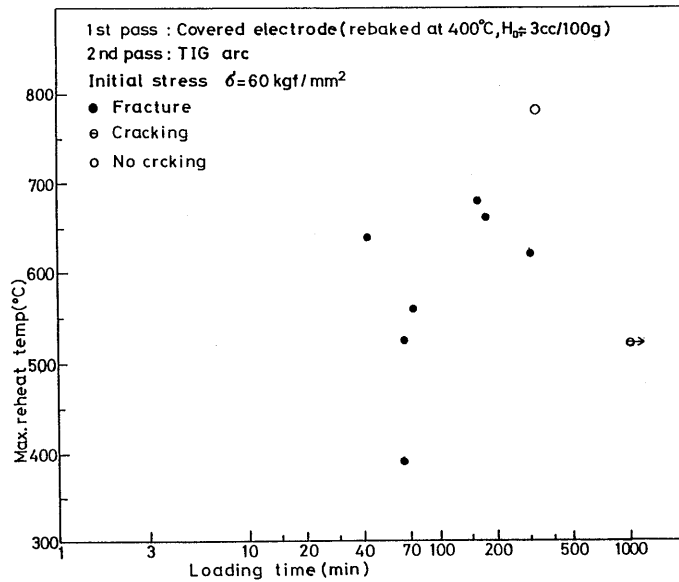


図-11 2パスインプラント試験結果(第1パス:乾燥棒, 第2パス:TIGアーク)

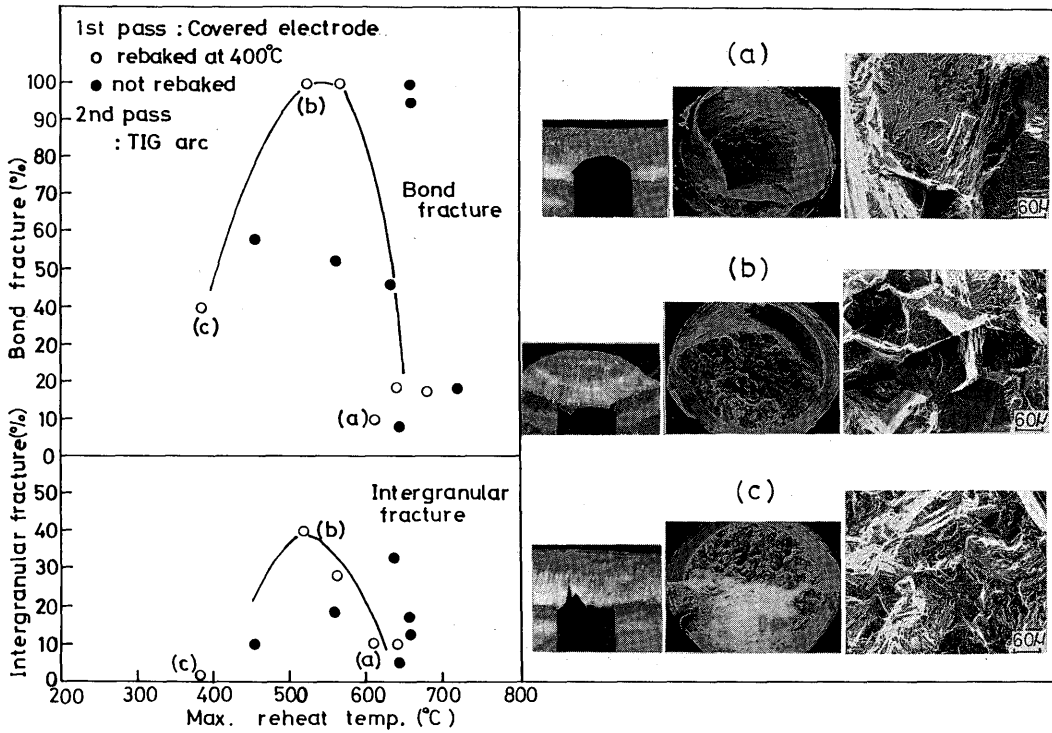


図-12 2パスインプラント試験におけるボンド部破面率及び粒界破面率と最高再加熱温度の関係

筆者らが行った2パス溶接によるT形割れ試験結果¹⁾とよく一致するもので、ビード下割れの発生には第1パスの水素が主要な役割を果たすことが改めて確認された。

図10, 11で、インプラントの破断位置は図-8, 9と同じように、ボンド部からビード内と複雑に変化した。これらの破面の走査電子顕微鏡写真から、破面全体に対するボンド部破面の面積率（以下ボンド部破面率という）及び破面全体に対する結晶粒界破面の面積率（以下結晶粒界破面率という）を求めて、最高再加熱温度に対して図示したものを図-12に示す。図中には、代表的なインプラント破断部の断面のマクロ写真並びに破面のマクロ写真及び走査電子顕微鏡写真（いずれも第1パスに乾燥棒を使用した場合）を併せて示した。

第1パスに乾燥棒を使用したもの（○）は、最高再加熱温度が500～600°Cの間で、ボンド部破面率及び結晶粒界破面率がピークを示し、ボンド部の低温割れ感受性がこの温度域で最大となることが推察された。また、第1パスに吸湿棒を使用したもの（●）では最高

再加熱温度に対するボンド部破面率、結晶粒界破面率の関係が乾燥棒のように明確ではなかった。

図-13は、図-10, 11と同じ条件（ただし第2パスはティグアークによる溶融）で溶接したビードについて、ガスクロマトグラフ法により拡散性水素量 H_D を測定

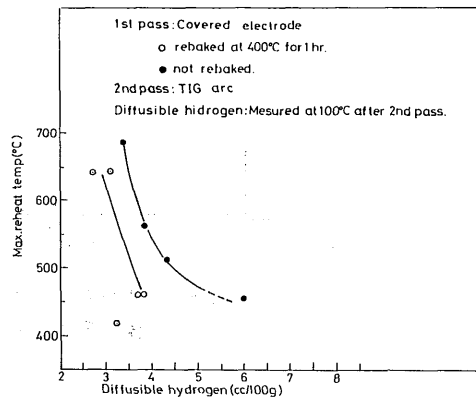


図-13 2パス溶接部の拡散性水素量

し、最高再加熱温度に対して図示したものである。第1パスに乾燥棒、吸湿棒のいずれを使用したものでも、最高再加熱温度の低下とともに拡散性水素量が増加した。この結果を図-12と対比してみると、特に乾燥棒使用のとき、最高再加熱温度が500°C以下では、拡散性水素量が増加するにもかかわらず、ボンド部の低温割れ感受性の増大には、水素とともに結晶粒界特性などの組織的因子が主要な役割を果たしていることが考えられるが、以上の2パスインプラント試験では、組織的因子及び水素の影響を分離して個々に評価することは難しい。そこで、再現熱影響部試験を行い、水素及び組織的因子の影響を検討した。

3. 再現熱影響部試験

3.1 実験方法

表-1の80キロ級高張力鋼板から、図-14に示す試験片(ただし切欠なし)を作製し、図-15に示す再現熱影響部試験装置の高周波誘導加熱コイルを用いて、図-16に示す一次熱サイクル(第1パス溶接時にボンド部が受ける熱サイクルに相当)及び最高温度を変化させた二次熱サイクル(最高温度は前述の最高再加熱温度に相当)を与えた。その後試験片の平行部を研磨し、中央部に図-14に示す先端半径0.1mmのV形切欠を加工した。

水素を添加する場合は、切欠を中心とした長さ8mmの部分に陰極電解法により添加した。陰極電解は、電解効率をよくするために砒素を少量加えた5%硫酸溶液を用いて、電流密度140mA/cm²で1.5時間行った。水素添加後の試験片中の拡散性水素量 H_Dは4.5~5.5 cc/100gであった。

試験片への負荷は図-15の試験装置により行った。まず、応力が55kgf/mm²となるように負荷して10分間保持し、その間に試験片が破断しなければ応力を7.5

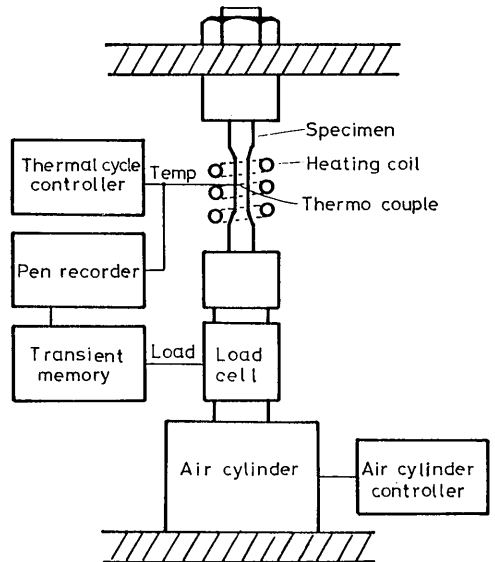


図-15 再現熱影響部試験装置

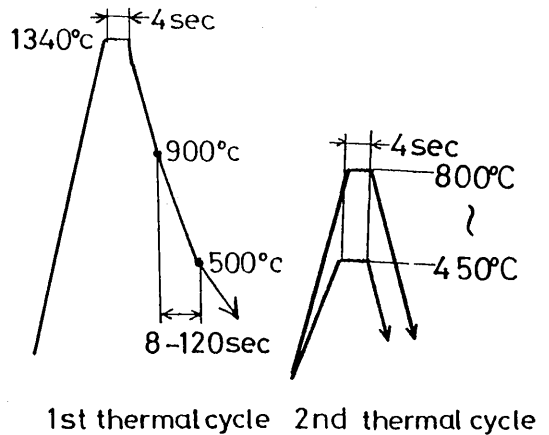


図-16 再現熱影響部試験で試験片に付与した熱サイクル

kgf/mm²増加して更に10分間保持するというように、試験片が破断するまで段階的に応力が増加するように負荷した。

また、2パスインプラント試験で、最高再加熱温度が500~600°C間で結晶粒界破面率がピークを示したこと(図-12)について検討するため、一次熱サイクルを付与した試験片の最高再加熱温度引張試験(二次熱サイクルの最高温度で引張破断)並びに再加熱破断試験(一定応力を加えて再加熱し、破断するまで昇温)

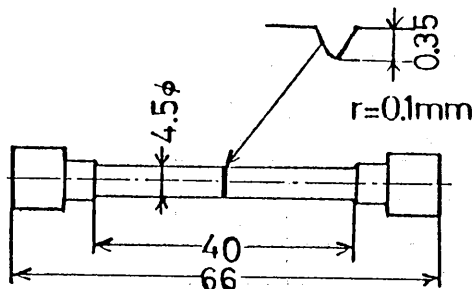


図-14 再現熱影響部試験片

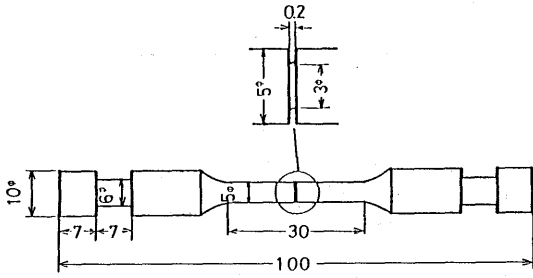


図-17 再現熱影響部の最高再加熱温度引張試験及び再加熱破断試験に用いた試験片

も行った。これらの試験には、表-1の供試鋼材とほぼ同一成分の80キロ級高張力鋼板を用いた。また試験片

は、図-17に示す形状寸法のものを用いた。

3.2 実験結果及び考察

図-18に、ボンド部に相当する一次及び二次熱サイクルを付与した再現熱影響部試験片に水素を添加し、応力を段階的に増加する負荷試験を行った結果を示す。最高再加熱温度が500~600°Cの間であると、比較的短時間(10分以内)かつ低応力(55kgf/mm²)で破断し、結晶粒界破面率はピーク(約60%)に達することが分かる。これらの結果は、図-12の2パスインプラント試験結果と極めてよく一致した。

表-3に示す条件の再現熱影響部試験片について、前記と同じ負荷試験を行った結果を図-19に示す。表-3に示すように、二次熱サイクルによる最高再加熱温度は前記の温度範囲の平均温度550°Cとなるようにした。

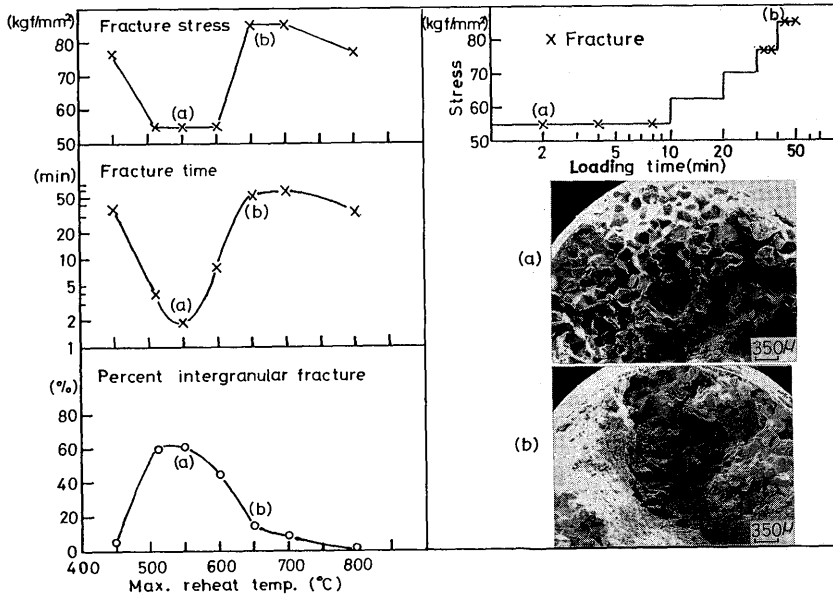


図-18 水素添加再現熱影響部の負荷試験結果

表-3 再現熱影響部の負荷試験条件の組合せ

Specimen	Max heat temp. of the 1st thermal cycle.	Max heat temp. of the 2nd thermal cycle.	Hydrogen charge
A	1340°C	550°C	Yes
B	1230°C	"	"
C (without notch)	1340°C	"	"
D	"	"	"
E	"	540°C	No

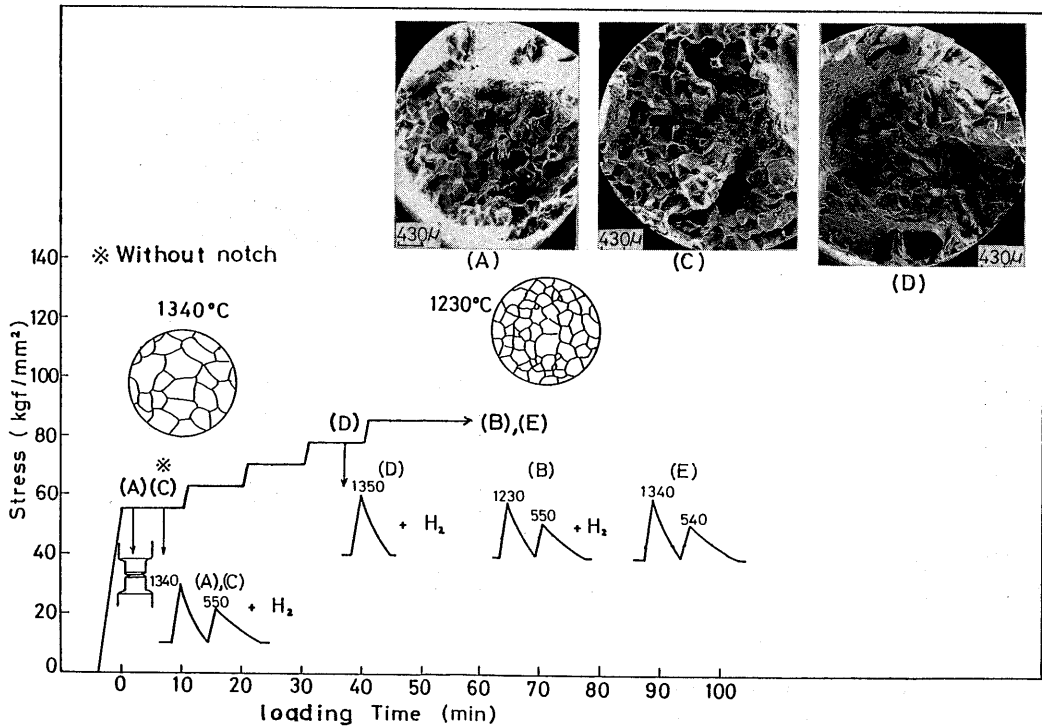


図-19 熱サイクル及び水素を変化した再現熱影響部の負荷試験結果

一次及び二次熱サイクルを付与した後、水素を添加した試験片 (A) 及び (C) は低応力 (55kgf/mm^2) で荷重開始後短時間 (10分以内) で破断した。特に試験片 (C) は切欠なしにもかかわらず、(A) と同様に破断した。図中の走査電子顕微鏡写真に示すように、破面はいずれも粒界破壊が支配的であった。一方、一次熱サイクル付与後、二次熱サイクルは加えずに水素を添加した試験片 (D) は、荷重後38分で比較的高応力 (77kgf/mm^2) で破断したが、破面は水素の影響を受けた擬へき開が支配的で、粒界破面はほとんど認められなかった。

一次及び二次熱サイクルを付与し、水素を添加しなかった試験片 (E) 並びに一次熱サイクルの最高温度を $1,230^\circ\text{C}$ に下げて組織を細粒化し、二次熱サイクルを付与した後水素を添加した試験片 (B) は、ほぼ素材の引張強さに相当する高応力 (85kgf/mm^2) を荷重しても破断しなかった。

図-18, 19の結果から、ビード下割れの発生位置に相当するボンド部が、低応力かつ短時間で粒界破壊を主とする低温割れを生ずるには、実際の溶接ボンド部に相当する最高温度 ($1,340^\circ\text{C}$ 程度) を持った一次熱サイクルに、最高温度 (最高再加熱温度に相当) が $500\sim 600^\circ\text{C}$

Cの二次熱サイクルが重畳し、そこに水素の存在が必要なることが明らかとなった。

図-20及び図-21に、粒界破壊に対する最高再加熱温度の影響について検討するため行った最高再加熱温度引張試験及び再加熱破断試験の結果を示す。粒界破面率がピークを示した温度は、図-20, 21のいずれにおいても約 700°C であり、図-12の2パスインプラント試験結果や、図-18の水素添加再現熱影響部の負荷試験結果とは一致しなかった。従って、 $500\sim 600^\circ\text{C}$ の最高再加熱温度では、粒界破壊を生じやすい組織が形成されるのではなく、水素が粒界へ拡散集積しやすくなることが考えられた。そこで、前記の一次及び二次熱サイクルを受けたボンド部に相当する熱影響部での水素の挙動を調べる目的で、水素拡散性試験を行った。

4. 水素拡散性試験

4.1 実験方法

図-22に試作した水素拡散性試験装置及び試験片を示す。まず、表-1の80キロ級高張力鋼板から中空円筒型の試験片を作製し、図-15の再現熱影響部試験装置の高周波誘導加熱コイルを用いて、表-4に示す4種類の熱サイクルを付与した。次に図-22に示すように、中空

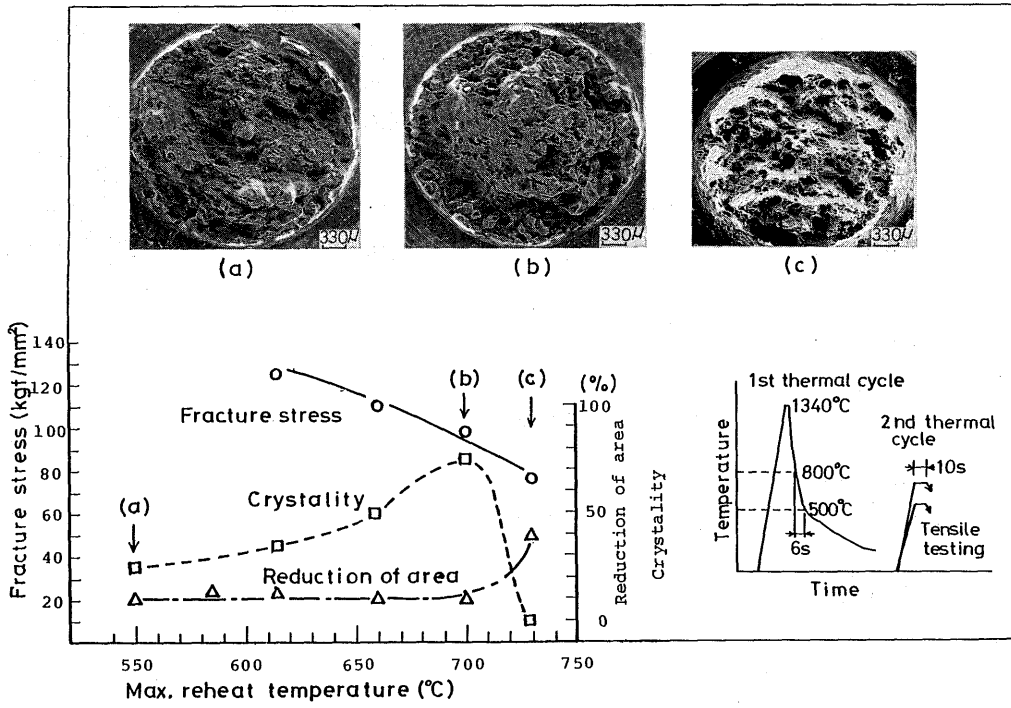


図-20 一次熱サイクルを付与した試験片の最高再加熱温度引張試験結果

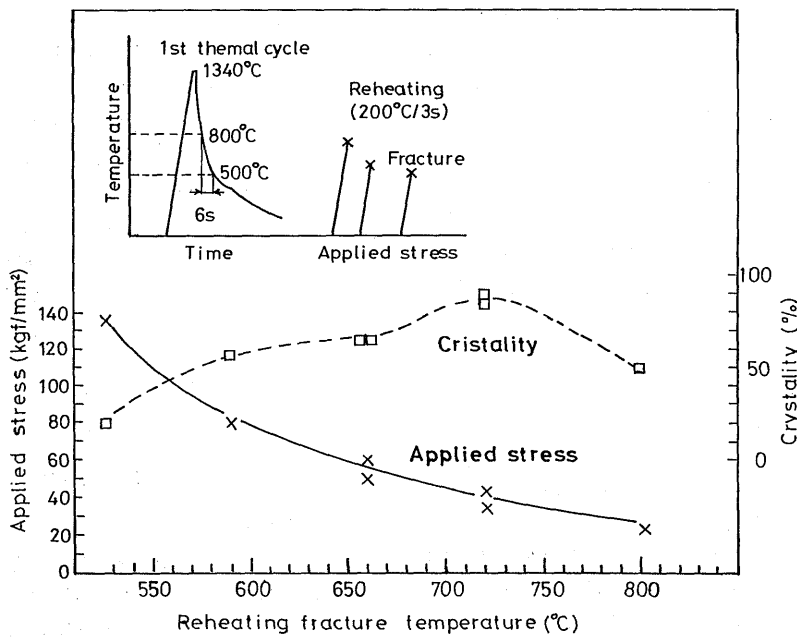


図-21 一次熱サイクルを付与した試験片の再加熱破断試験結果

円筒の一端を閉じた試験片の中央部に、陰極電解法により電流密度130mA/cm²で水素を添加し、円筒内部に拡散してくる拡散性水素量を目盛付毛細管(0.005ml/div)中に入れた水銀の異動により測定した。測定は原則として1分間隔で行った。

次に、前記と同じ熱サイクルを付与した試験片の中央部から、図-23に示す一部に切込みを入れたリング状の試験片を切出し、表面の一部を鏡面研磨後腐食し、負荷用ボルトで締めつけて、表面の最大引張応力が60 kgf/mm²となった状態で、前記と同じ電解条件で水素を添加した。その直後、表面活性剤を塗布した上を透明なビオデンフィルムで被覆して、気泡となって現れる水素の放出状況を光学顕微鏡で観察した。

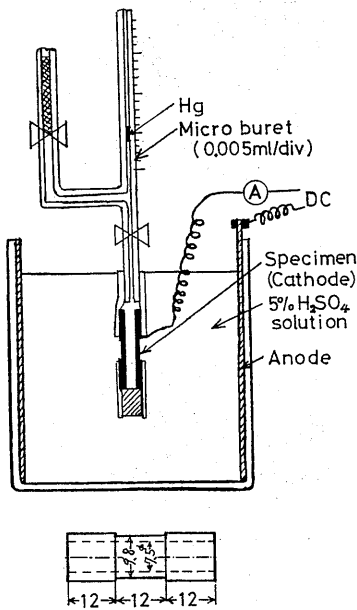


図-22 水素拡散性試験の装置及び試験片

4.2 実験結果及び考察

図-24に拡散性水素の連続測定結果を示す。1回目の測定(a)を行った後、試験片を45°Cに30分間保持して拡散性水素を放出させ、再度水素を添加して2回目の測定(b)を行った。その後更に、試験片を45°Cに約12時間保持して拡散性水素を十分に放出させ、改めて水素を添加して3回目の測定(c)を行った。

いずれの測定結果でも、一次及び二次熱サイクルを付与したA、B及びCの各試験片では、一次熱サイクルのみを付与したD試験片に比べて、水素の拡散透過が短時間で始まる傾向が認められた。ただし、拡散透過が定常状態になった後の測定値は、いずれかの試験片でも同程度(約0.003ml/分)であった。また、いずれの試験片でも水素の拡散透過が間欠的に起こる傾向を示した。A、B及びCを比較した場合、二次熱サイクルの最高温度すなわち最高再加熱温度の違いによる測定結果の差はほとんど認められなかった。しかし、AはB及びCに比べて放出間隔は長く、1回当たりの放出量は多かった。

なお、3回の測定結果を比較した場合、45°C保持により拡散性水素を放出させた後、改めて水素を添加して行った2回目及び3回目の測定では、1回目より水素の拡散透過が短時間で始まる傾向が認められた。こ

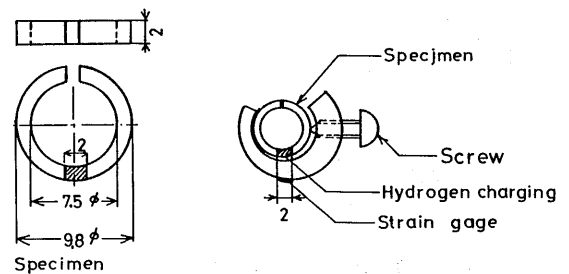


図-23 再現熱影響部における拡散性水素の放出状況観察用試験片

表-4 拡散性水素の連続測定用及び放出状況観察用試験片に付与した熱サイクル

Specimen	Max heat temp. of the 1st thermal cycle.	Max heat temp. of the 2nd thermal cycle.
A	1 3 5 0 ° C	5 5 0 ° C
B	"	4 2 0 ° C
C	"	7 3 0 ° C
D	1 3 5 0 ° C	

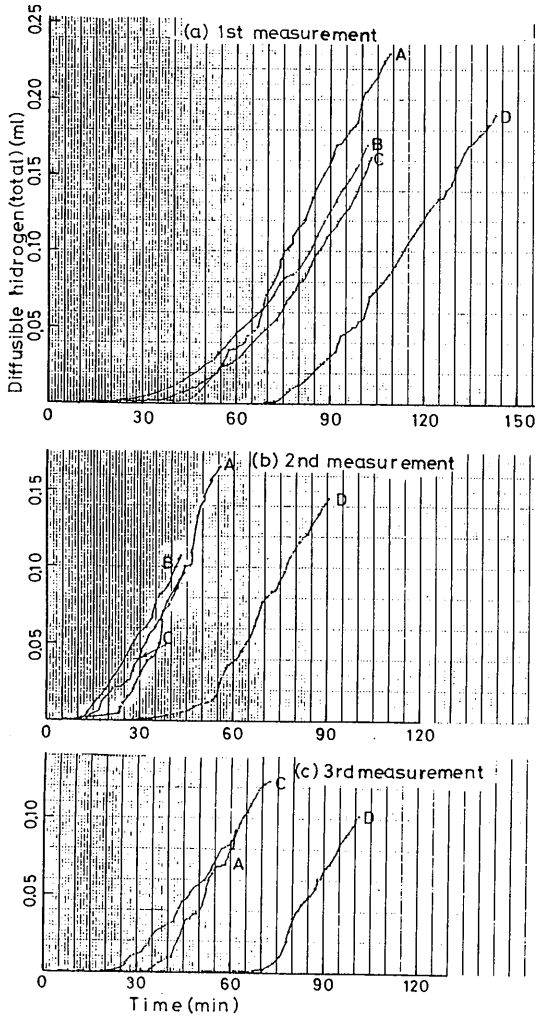


図-24 再現熱影響部における拡散性水素の連続測定結果



(A) Thermal Peak cycle. temp.(°C)
1st 1350
2nd 560



(B) Thermal Peak cycle. temp.(°C)
1st 1350
2nd 560



(C) Thermal Peak cycle. temp.(°C)
1st 1350
2nd 430



(D) Thermal Peak cycle. temp.(°C)
1st 1350

写真-1 再現熱影響部における拡散性水素の放出状況

れは、前記の一次熱サイクルのみを付与した場合に、拡散透過が早く始まる傾向と同じであり、その理由として水素の飽和量の差などが考えられるが明確ではない。

写真-1に、表-4の一次熱サイクルを付与後、最高温度560°C (A及びB)及び430°C (C)の二次熱サイクルを付与した場合、並びに一次熱サイクルのみを付与した場合 (D)の水素の放出状況を示す。二次熱サイクルの最高温度すなわち最高再加熱温度が560°Cの場合 (A及びB)は、水素の放出が主として結晶粒界又は結晶粒界三重点に生じた微小割れから起こる傾向が認められた。一方、最高再加熱温度が430°Cの場合 (C)及び一次熱サイクルのみの場合 (D)は、主として粒内割れから放出する傾向が認められた。従って、前記のボンド部又はそれに相当する再現熱影響部における粒界破面率がピークを示す最高再加熱温度500~600°C (図-12及び図-18参照)では、水素が結晶粒界又は結晶粒界三重点に拡散集積して微小割れを生じ、それが起点となって粒界破壊を主としたボンド部の低温割れが引き起こされるものと考えられる。

また、写真-1に示したいずれの熱サイクル条件の場合でも、水素の放出は、多くが1~10秒間隔で間欠的に起こり、図-24の測定結果と同傾向であった。これから、水素は内部の結晶粒界や微小割れなどに一定量集積した後、それが一時に放出されるという過程を繰返しているものと考えられる。

5. 結論

高張力鋼厚板の多層溶接部におけるビード下割れに関連して、一次熱サイクル及び二次熱サイクルを受けたボンド部の低温割れ発生要因に対する最高再加熱温度 (二次熱サイクルの最高温度)の影響を、2パスインプラント試験、再現熱影響部試験及び水素拡散性試験により検討し、以下の結論が得られた。

(1) 最高再加熱温度が500~600°Cの場合に、2パスインプラントのボンド部破面率及び結晶粒界破面率が最大値を示し、ボンド部の低温割れ感受性がこの温度域で最大となる (図-12参照)。

(2) ボンド部に相当する水素添加再現熱影響部は、最高再加熱温度が500~600°Cの場合に比較的短時間かつ低応力で破断し、結晶粒界破面率は最大となる (図-18参照)。この場合水素は、結晶粒界又は結晶粒界三重点に拡散集積して微小割れを生じさせる (写真-1

参照)。

(3) ボンド部に相当する再現熱影響部が、粒界破壊を主とした低応力かつ短時間で破壊を生じるには、①一次熱サイクル (最高温度1,340~1,400°C)による結晶粒の粗大化、②二次熱サイクル (最高温度500~600°C)の重量及び③水素の存在の三条件が同時に満たされることが必要である。

(4) 以上の結論から、高張力鋼厚板の多層溶接部におけるビード下割れは、前記の温度に再加熱されたボンド部の結晶粒界に、水素が拡散集積して微小割れが生じ、溶接応力によって拡大したものと考えられる。

謝 辞

本報告の取りまとめに当たり、当部神尾 昭部長からご指導をいただいた。また、研究実施に際して、インプラント試験装置の設計・試作について東京工業大学加藤 昇助手から、更に、試験片及び治具などの製作について溶接工作部塙 武男技官 (当時)から多大のご協力、ご助言をいただいた。ここに深く感謝の意を表する次第である。

参考文献

- 1) 小林卓也, 西川和美, 田村 博: 高張力鋼の多層溶接部の再熱割れについて, 溶接学会全国大会講演概要, 第11集 (1972), 48~49
- 2) 矢竹 丘, 百合岡信孝, 片岡隆一, 常富栄一: 鋼材の溶接遅れ割れの研究 (第2報) —拘束多層継手の熱影響部割れの防止—, 溶接学会誌, 49巻7号, 484~489
- 3) 片岡隆一, 百合岡信孝, 矢竹 丘, 常富栄一: 鋼材の溶接遅れ割れの研究 (第4報) —多層溶接部HAZ割れ防止—, 溶接学会全国大会講演概要, 第22集 (1978), 56~57
- 4) H. Granjon: The "Implants" Method for Studying the Weldability of High Strength Steels, Metal Construction and British Welding Journal, November 1969, 509~515
- 5) J. M. Sawhill et al.: Modified Implant Test for Studying Delayed Cracking, Welding Journal, December, 1974, 554s~560s
- 6) 例えば, 茶野ほか: 浅溶込み1層ビード溶接部の水素濃度分布, 溶接学会溶接冶金研究委員会資料, WM-504-73 (1973)