

Title	爆着クラッド鋼接合境界部の高温における組織変化と 熱疲労強度に関する研究
Author(s)	西田, 稔
Citation	大阪大学, 1992, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3088056
rights	
Note	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

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

Osaka University

爆着クラッド鋼接合境界部 の高温における組織変化と 熱疲労強度に関する研究

平成3年11月

西 田 稔

爆着クラッド鋼接合境界部の高温 における組織変化と熱疲労強度に 関する研究

平成3年11月

西田 稔

目 次

		具
第1章 月	茅論	1
1. 1	爆発溶接の開発経緯	1
1.2	爆着クラッド鋼の使用上の問題点	2
1. 3	研究の目的と従来の研究	7
1.4	本研究の構成	1 1
	参考文献	12
第2章 \$	WS304爆着クラッド鋼の加熱による組織変化	16
2. 1	緒言	16
2.2	供試材料と実験方法	16
2. 3	加熱にともなう接合境界部の組織変化	20
2.4	脱炭層および浸炭層幅の加熱温度と時間依存性	36
2.5	加熱による接合境界部の硬さ変化	4 2
2.6	SUS304鋼と軟鋼の接合境界面におけるC移動機構	4 6
2.7	結言	52
	参考文献	53
第3章	アルミニウム爆着クラッド鋼の加熱による組織変化	55
3.1	緒喜	55
3.2	供試材料と実験方法	55
3.3	加熱にともなう組織変化	57
3.4	金属間化合物層の加熱温度と時間依存性	69
3.5	結言	72
	参考文献	73
第4章	チタン爆着クラッド鋼の加熱による組織変化	75
4.1	緒言	75
4.2	供試材料と実験方法	75
4.3	軟鋼側脱炭層の加熱温度と時間依存性	76
4.4	加熱による接合境界部組織変化	8 0
4.5	結言	94
	参考文献	94

頁

第5章	熉	暴着ク	ラッ	ド鋼	の熱	疲ら	肖朱	5性								9	6
5.	1	緒言	• 					÷								9	6
5.	2	供試	材料	と実	験方	法										9	6
5.	3	変形	およ	び破	損寿	命	こお	らよし	ぼす	加熱	温度	の影響	影			9	9
5.	3.	1	アル	ミニ	ウム	爆着	音く	フラ	ッド	鋼の	場合					9	9
5.	3.	2	銅爆	着ク	ラッ	ド銀	岡の)場台	<u>-</u>						1	0	8
5.	3.	3	SUS3	04爆	着ク	ラ	y	、鋼の	D場	合					1	1	3
5.	3.	4	チタ	ン爆	着ク	ラ	y I	、鋼の	D場	合					. 1	1	9
5.	3.	5	破損	寿命	にお	よに	ます	ト加熱	いしょう きんしょう ひんしょう ひんしょう しんしょう しんしょ しんしょ	度の	影響				1	2	3
5.	4	熱弾	塑性	解析	によ	るな	皮扎	員寿ら	うの	評価					1	2	4
5.	4.	1	熱弾	塑性	解析	方法	ŧ								- 1	2	4
5.	4.	2	爆着	クラ	ッド	鋼の	の合	わけ	せ材	に生	じる	応力。	とひる	げみ	1	3	1
5.	4.	3	破損	寿命	の評	価									1	4	7
5.	5	結言	-												1	5	1
		参考ン	文献											-	1	5	2
第6	章	総括	ł												1	5	4
謝辞					ę -										1	5	6
本論文	に艮	関連し	た発	表論	文										1	5	7

1.1 爆発溶接の開発経緯

金属の爆発溶接現象については、1940年代後半、Clark¹⁻¹)が成形火薬によ る鋳鉄の圧潰接合について報告したことに始まるが、爆発溶接の本格的な開発 研究が開始されたのは、Phillipchuk¹⁻²)がアルミニウムの溝型鋼の爆発成形 にアルミニウムとダイス間の接合現象を、またPearson¹⁻³⁾¹⁻⁴)が金属粉末の 爆発成形時に発生したプレス板の接合現象に注目してその接合技術としての工 業的利用の可能性を認識してからのことである。以来、このユニークな金属の 固相接合現象は理論的にも、また工業的にも多くの関心を集め、接合機構に対 する理論的研究と同時に爆発溶接技術の実用的研究が活発に進められた。

爆発溶接条件の決定に重要な合わせ材の飛翔速度、衝突点の移動速度、合わ せ材の衝突点への流入速度、衝突角度および爆発速度等の諸量間の関係は、 Birkhoffら1-5)による爆発溶接過程の幾何学的な解析により明らかにされ、爆 発溶接の不可欠要因であるジェットの発生機構については、非圧縮、非粘性流 体の衝突を仮定したBirkhoff¹⁻⁵⁾の理論が最初に提案されたが、その後、 Walsh¹⁻⁶)、CowanとHoltzmanら¹⁻⁷)は、圧縮性、粘性の超音速流体および亜音 **速流体の衝突を仮定して離れの衝撃波ないしは圧力波によるジェット発生理論** を提案し、現在この理論はジェット発生機構として容認されている。また爆発 溶接特有の接合界面での波形成機構については、CrosslandとBahrani¹⁻⁸⁾、 CowanとHoltzman¹⁻⁹)、KowalickとHayら¹⁻¹⁰)による理論的、実験的研究が報 告されており、同時に金属間の衝突角度、衝突点の移動速度、爆発荷重等の実 際的な爆発溶接要因と接合形態ないしは接合領域(Welding window)との関係が 明らかにされた。また、渡辺、村上ら1-11)は流体力学的な手法によって、理 論的に波の発生領域を求め弾丸実験結果と一致することより、各種金属間の接 合についての条件設定が容易になった。そして、これらの研究成果を通して現 在爆発溶接は、後述するごとく各種の金属のクラッドをはじめとする固相溶接 技術として、使用用途を拡大しつつあることは周知の通りである。

爆発溶接は、爆薬の持つ強力なエネルギを利用して二枚の金属を衝突させ、 衝突点から発生する金属ジェットのクリーニング作用によって活性化された新 鮮な接合面を強大な衝突圧力により瞬時に接合する冷間固相溶接であり、接合 界面には局部的に波状の塑性流動をともなうが、極端に早い自己冷却により、 接合面を通しての元素の相互拡散のない非拡散結合である。したがって、爆発 溶接ではTable 1-1¹⁻¹²)に示すように非常に広範な異種金属間の接合が可能と なり、とくに溶融溶接や拡散溶接では困難である溶融点が非常に異なる金属間、

-1-





あるいは加熱溶融により脆い金属間化合物を生成するような異種金属の接合、 例えば、チタン、アルミニウム、鉛などと炭素鋼などの組み合わせにおいても 直接的な金属接合が得られる。また、素材以上の強度と加工性に富む接合継手 が得られる利点を持つ。これらの利点に加えて、接合技術の簡便さから多品種、 少量生産に対応できる利点もあり、クラッド鋼板をはじめ、棒、管状の材料の クラッド製作にも多用されている。日本における爆着クラッド鋼の年間生産量 は、12,000㎡~15,000㎡に達しており、世界最大の生産量を示している¹⁻¹³⁾。

1.2 爆着クラッド鋼の使用上の問題点

爆着クラッド鋼は、各種の化学プラント、原子力を含む発電プラント、海水 淡水化装置、地熱発電装置などの圧力容器、反応槽、熱交換器などに広く使用 されている。また、溶融溶接が困難な異種金属間の挿入継手としても使用され ることが多い。爆着クラッド鋼別の主な使用例と使用温度の調査結果¹⁻¹⁴)を Table 1-2~Table 1-5に示す。

ステンレス鋼爆着クラッド鋼は、石油精製プラントの水素化接触脱硫装置の 熱交換器をはじめとして、450℃以下の温度で操業される多くの化学プラント の反応容器、熱交換器に使用されている。Table 1-2以外にも300℃以下の温度

-2-

Table 1-2 Application of SUS304 explosive clad steel to chemical plant

Operation temperature	Plant	Unit
450°C	Petroleum refining plant	Hydrocatalytic desulfurization unit (Heat exchanger)
330°C		Vacuum distillation unit (Rectifying column)
320°C		Crude oil atmospheric distillation unit (Rectifying column)
300°C	Paper making plant	Digester
	Polyamide plant	Heat exchanger
200°C	Polyester plant	Reactor

では、造水装置のエバポレーターと熱交換器、苛性ソーダおよび製塩装置のエ バポレーター、肥料製造装置の反応容器、塔と圧力容器等の部材としてステン レス鋼爆着クラッド鋼は最も幅広く使用されている。

Table 1-3 Application of aluminium explosive clad steel to chemical plant

Operation temperature	Plant	Unit
260°C	Aluminium electrolysis plant	Busbar
50°C	Ship	Transition joint of deckhouse and hull

アルミニウム爆着クラッド鋼の高温使用例としては、アルミニウム電解プラントのアルミニウムブスバーと鋼製陽極との遷移継手がよく知られているが、 これ以外に常温以下の圧力容器に使用されている。

チタン爆着クラッド鋼は、極めて腐食性がはげしく操業圧力が60気圧~300 気圧、操業温度が200℃~450℃と高く、ステンレス鋼では使用できないメラミ ンプラントの反応塔、塩素を含む廃液処理プラントの反応器、テレフタル酸プ ラントの反応器、尿素肥料プラントの合成塔など多くの化学プラント装置に使 われている。

銅爆着クラッド鋼は、海水淡水化プラントの熱交換器に代表されるように塩 化物を含む化学プラントに多く使われており、これ以外に銅の耐薬品性の優れ

-3-

Table 1-4 Application of titanium explosive clad steel to chemical plant

Operation temperature	Plant	Unit		
450℃	Melamine plant	Reactor		
		Ammonia heater		
360℃	Waste fluid control	Reactor		
	plant	Heat exchanger		
290℃	Terephtholic acid plant	Reactor		
	Petroleum refining	Bottom cooler		
	plant	Fuel oil stopper		
200°C		Column top condenser		
		Fractionating tower		
	Urea fertilizer plant	Synthesis reaction column		
		Reactor		
	Acetaldehyde plant	Heat exchanger		
	Terephtholic acid plant	Reactor		

Table 1-5 Application of copper explosive clad steel to chemical plant

Operation	Plant	Unit		
temperature				
350°C	Tetoron plant	Reactor(vibroseis)		
320°C	Petroleum refining plant	Crude oil atmospheric distillation unit (Column top exchanger)		
125℃	Sea water desalination plant	Heat exchanger		

ていることを生かし、食品や調味料製造装置で最高使用温度400℃までの圧力 容器や熱交換器に使用されている。

次にFig. 1-1は、化学プラント用爆着クラッド鋼の生産鋼種割合¹⁻¹⁵を示したものである。

肉盛クラッド鋼および圧延クラッド鋼では、そのほとんどがステンレスクラッ

ド鋼であるのに対して¹⁻¹⁶⁾、 爆着クラッド鋼では、ステ ンレス、チタン、銅クラッ ド鋼がほぼ同等の割合で生 産されていることが注目さ れる。

以上のように爆着クラッ ド鋼は化学工業をはじめ各 種の工業分野の化学プラン ト用材料として広範囲に大 量に使用されているにもか かわらず、その使用性能に 関する公表された研究はほ とんどないといってよい。

Fig. 1-2は、1955年~1976年 の約20年間の化学プラントで 発生した損傷事故の調査結 果¹⁻¹⁷⁾を示したものである。

損傷事故929件のうち、 57%の532件が腐食に原因す る損傷であるが、これらは 合わせ材そのものの耐食性 に関連するもので爆着クラ ッド鋼特有のものではない。

これに対し機械的要因が 主体となる破壊事故は、 疲労破壊が45%、次いで クリープ損傷、熱疲労破壊、 熱衝撃破壊等の25%、ぜい 性破壊が14%、過荷重によ る延性破壊と摩耗破壊が数 %となっている。



Fig. 1-1 Production ratio by clad metal in chemical plants



Fig. 1-2 Classification of corrosion and fracture damage in chemical plants

このうち疲労破壊は、主として移送機器に発生していることが示されており、 爆着クラッド鋼に内在する要因よりも外部要因が支配的な破壊であると考えら れる。ぜい性破壊、過荷重による延性破壊、摩耗による損傷についても同様な ことがいえる。

爆着クラッド鋼として最も注目すべき破壊現象は、高温損傷である。高温損 傷は高温使用中の接合界面の熱応力や冶金的な反応挙動が最も関与するものと 考えられ、同時に爆着クラッド鋼の接合界面近傍は、13.3GPaに達する圧縮応 力波の通過を受ける超高圧下の固相接合であり、通常の溶接接合界面とは異なっ た挙動を示す可能性が考えられるからである。

異種継手の一つであるクラッド鋼は、操業中に問題を起こしやすい。クラッ ド鋼ではないが異種溶接継手についてのこの種の事例を次に示し、主要因を指 摘する。

1) 水素化脱硫装置(水素製造装置)の熱交換器チャンネルカバーからの水素 漏れが発生したが、早期発見のため大事故に至らなかった(1967.3.29 倉敷)。 この熱交換器はチャンネルカバー内側に炭酸ガス腐食対策としてSUSクラッド を使用しており、漏れの位置はSUSクラッドの継手部であった。漏れに至った 経緯は、SUS側の溶接部と母材溶接部との境界部近傍のき裂が発生し、そのき 裂が溶接線に沿ってSUS表面に到達し、母材が腐食雰囲気にさらされ、母材に ピンホールが生じたものである。その原因は、運転の開始、停止にともなう異 材の線膨張係数差による熱応力の繰り返しによりSUS側の溶接部と母材溶接部 との境界部近傍の脱炭層に割れが発生し、溶接施工不良(詳細不明)のため割 れがSUS側溶接線に沿って伝播し、開口したためとされている¹⁻¹⁷⁾。

2) スチームリフォーミング・アンモニアプラントにおいて、運転開始15~ 22カ月の間に4回リーク事故があった。リーク位置は、上部フランジ(1.25Cr-0.5Mo鋼)とリフォーマチューブ(HK40)の異材溶接継手の1.25Cr-0.5Mo 鋼溶融線で、22カ月後検査すると腐食による板厚減少はみられずフォーマチュ ーブ141本のこの位置に割れがみられた。この異材継手はInconelで溶接されて おり、そして、割れ発生位置の流体は510℃に加熱されたCO2であった。割れの 原因としては、初期溶接残留応力や運転の開始、停止にともなう異材の線膨張 係数差による熱応力の繰り返し、および操業中におけるクリープひずみが1.25 C r = 0.5 M o鋼溶融線に沿って生じた狭い脱炭域に集中したためとされた¹⁻¹⁸⁾。 昭和38年9月から稼働している脱硫反応塔が窒素ガスで気密試験実施中、 3) 所定圧力55kgf/cm²に達すると突然ぜい性破壊を起こし、大小44個以上の破片 となって飛散する事故であった。幸い事故は深夜であったため人身事故になら なかった(1980.4.1 徳山)。この反応塔は設計温度454℃であり、鏡板および胴 部はフェライト系ステンレス鋼(SUS405)圧延クラッド鋼で製作されていた。事 故後調査された結果によると、この反応塔は補修箇所がありその第一層はD309 溶接棒で補修溶接が行われており、この補修溶接金属のボンドに沿ってぜい性

-6-

破壊につながるようなき裂が存在していることが明らかにされている。そして、 き裂発生要因として、補修溶接にオーステナイト系ステンレス鋼の溶接棒を使 用したため母材との間で大きい熱応力が発生したこと、溶接による残留応力、 さらに高温高圧水素環境下の水素ぜい化等が考えられた¹⁻¹⁹⁾。

これらの3件の事例の原因は、いずれもステンレス鋼と一般構造用鋼の接合 境界面が溶接施工時および操業中に組織変化を起こすことによって機械的特性 が劣化し、この部分に操業の開始、停止にともなう熱応力または熱ひずみと操 業中のクリープひずみが繰り返し加わり、割れの発生に至ったものである。他 のクラッド鋼についての大きな事故例については報告されていないが、オース テナイト系ステンレス鋼クラッド鋼と同様な問題をかかえている。そして、ク ラッド鋼では、上記の要因で破損する場合、その破損発生箇所が外観検査では みえない合わせ材と母材との接合境界面であるため、定期検査においても発見 しにくく、いったん接合境界面での割れが開口すると、母材が腐食物質と直接 接するため重大事故につながる危険性もある。

したがって、クラッド鋼の接合境界面における組織が、操業時と同程度の温 度でどのように変化するかを、冶金学的に解明することは接合境界の使用劣化 度を診断する上で重要な課題である。さらに、装置の運転開始、停止あるいは シャット・ダウンにともなう熱ひずみによって接合境界部に割れが発生するか いなか、また割れが発生した場合、破損に至るまでの寿命を予測することも、 工業的に関心のあるところである。

1.3 研究の目的と従来の研究

本研究の目的は、まず爆着クラッド鋼の高温使用、熱間加工および冷間加工 後の軟鋼軟化処理による接合境界部の劣化度を明らかにすることである。これ を明らかにするには、爆着クラッド鋼の接合境界部において、組織変化を起こ す主な因子である合わせ材含有元素と、母材含有元素の接合境界面を通して拡 散挙動を知る必要がある。拡散は拡散原子の種類あるいは拡散の条件を考慮し て、自己拡散、不純物拡散、相互拡散と反応拡散に分類されている¹⁻²⁰、

自己拡散とは、純金属中で構成原子がジャンプして移動するものであり、構成原子の拡散速度を示すものである。

不純物拡散とは、金属や合金中に含有する量が微量であって、その拡散原子 の拡散係数の濃度依存性が無視できる場合である。そして実用金属では微量な 添加元素が金属の性質に大きな影響を与えることが多いが、このような場合に は不純物原子の拡散がその役割を果していることが多い。

相互拡散とは、異種金属や濃度の異なる合金を接合し拡散させた場合、各原

- 7 --

子が互いに入り交じって最後には均一な組成になろうとする現象である。

反応拡散とは、接合された異種金属間や濃度の異なる合金間で互いに相手金 属の固溶度が限られていて、均一な相だけでなく二相以上の金属間化合物を生 成する現象である。

これらの拡散のうちで爆着クラッド鋼の接合境界部の組織変化に重要な影響 を及ぼす拡散は、微量元素の拡散によって接合境界部の強度や耐食性を低下さ せる不純物拡散と接合境界部に硬くて脆い合金層を生成させる反応拡散である。

本研究では、不純物拡散の例として爆着クラッド鋼として最も多用されてい るSUS304爆着クラッド鋼、反応拡散の例としてアルミニウム爆着クラッド鋼、 不純物拡散と反応拡散が単独または同時に起こる例として、チタン爆着クラッ ド鋼を取り挙げる。

SUS304爆着クラッド鋼に関して、高温加工、軟鋼軟化処理および使用時にと もなう問題点は、接合境界面で元素移動によって生じる組織変化であり、その 中でも微量元素であるCの軟鋼からSUS304鋼への不純物拡散による母材部脱炭 層の強度低下と、SUS304鋼部浸炭層の水素割れ感受性の増大である。しかし、 SUS304爆着クラッド鋼の高温加熱にともなう組織変化については、報告例は少 なく、その報告¹⁻²¹、も短時間加熱の影響を検討しているのみである。接合境 界面のSUS304鋼側でのCについてはX線マイクロアナライザにより、接合境界 部にその濃度の高い領域が存在することが確認されているが、定量的にC濃度 を測定したデータはないようである。したがって、本研究ではまず加熱によっ て生じる接合境界部のマクロ的な組織変化は光学顕微鏡にて調査し、合わせ材 および母材含有元素の濃度とその変化は従来X線マイクロアナライザのみであっ たが、本研究では高周波プラズマ発光分光分析装置とX線マイクロアナライザ にて精度良く測定した。また拡散にともなう生成物はX線回折にて調査し決定 した。そして、C拡散については、C濃度勾配だけでなく、接合境界面におけ る熱力学的炭素濃度勾配によって評価することも試みた。

なお、C拡散に関連する従来の研究報告としては次のようなものがある。実 用鋼板での材質の異なる界面(異材溶接継手)でのC移動に関して、定量的に 取り扱ったのはChristoffelとCurran¹⁻²²)が初めであり、その後Eckel¹⁻²³)に よって修正されたが、彼らの研究は、脱炭層内のみを対象としてFickの第2法 則から、脱炭層の生成域を加熱温度と加熱時間を含む工業的なパラメーターを 導くことにあった。しかし、接合境界面におけるオーステナイト鋼とフェライ ト鋼ではその炭素の化学ポテンシャルも異なり、Fickの第2法則が成立しない のは明らかである。一方、異材界面でのC移動の駆動力は化学ポテンシャルで あり、低炭素鋼側から高炭素鋼側への拡散(Up-hill diffusion)については、

- 8 --

Darken¹⁻²⁴)を初めとしてMillion¹⁻²⁵、Agren¹⁻²⁶)などによって理論的取り 扱いがなされている。しかし、これらの理論的解析は、Darkenの実験結果をい かに満足しているかを示すもので、加熱温度も1000℃以上であり、したがって、 拡散対はオーステナイト状態である。本研究が対象としているようなオーステ ナイト鋼とフェライト鋼について取り扱った報告はない。

アルミニウム爆着クラッド鋼に関して、500℃以下の使用時にともなう問題 は、FeとA1の拡散によって接合境界部に脆い金属間化合物を生成することで ある。しかし、アルミニウム爆着クラッド鋼についての従来の研究報告は、爆 発溶接時の金属ジェットの界面での捕捉にともなって発生する溶融層の組成に 関するものであり¹⁻²⁷⁾、加熱にともなう組織変化の報告はない。したがって、 本研究では熱処理によって接合境界部に生じるFeとA1からなる金属間化合物 層を、X線マイクロアナライザによる濃度の定量分析とX線回折により調査し、 決定するとともに金属間化合物の成長におよぼす加熱温度と加熱時間の影響を 検討した。

なおFeとA1の拡散現象ないしは合金相の生成についての報告は、鉄鋼表面 への溶融アルミニウムメッキに関連した研究報告¹⁻²⁸⁾¹⁻²⁹⁾にみられるように、 液相アルミニウムと固相鉄の間の拡散現象を取り扱ったものである。本研究で 取り扱うような400℃以下の低温で長時間使用されるアルミニウム爆着クラッ ド鋼の接合界面のような固相間拡散現象や、組織変化を定量的に取り扱った研 究はない。

チタン爆着クラッド鋼に関しては、500℃以下の使用温度での接合境界部の 強度低下と、700℃~800℃の熱間加工後の接合境界部の強度低下であることが 指摘¹⁻³⁰)されているが、この温度領域で接合境界部でのC移動にともなった 組織変化に関する報告はない。したがって、本研究では500℃~750℃の温度範 囲で熱処理を行ったチタン爆着クラッド鋼の接合境界部について、顕微鏡によ る組織観察、X線マイクロアナライザによる濃度測定およびX線回折による合 金層の同定を行い、接合境界部に生じる合金層が軟鋼からチタンへのCの不純 物拡散によるものか、あるいはFeとTiの反応拡散も同時に生じて生成された のかを明らかにすることである。

従来のFeとTiの反応拡散に関する研究報告については、平野¹⁻³¹⁾を始め として報告¹⁻³²⁾¹⁻³³⁾があるが、これらの報告は純チタンと純鉄に関してであ り、その拡散温度も β チタンと γ 鉄ないし β チタンと α 鉄の領域すなわち800 ℃以上を対象にしており、800℃以下を対象とした報告はない。

さらにこれら爆着クラッド鋼が化学装置等に使用された場合、定温、定圧の 条件下で使用されることは希であり、操業中における圧力変動や温度変動なら びに装置の始動、停止、装置の緊急停止(シャット・ダウン)等のような急激 な圧力変化や温度変化を受けることがある。このような場合、本研究で取りあ げたSUS304爆着クラッド鋼、銅爆着クラッド鋼およびアルミニウム爆着クラッ ド鋼では、Table 1-6に示すようにSUS304鋼、アルミニウムおよび銅の線膨張

		E	α	λ	
Material		×10⁴(kg/mm²)	x10⁻₅(1/℃)	cal/cm·sec•℃	
Base metal	Carbon steel	2.1	14.4(20~600ፒ)	0.17(0~100°)	
Clad metal	Aluminium	0.7	25.6(20~300℃)	0.57(0~100°)	
Copper		1.2	17.7(20~500℃)	0.94(0~100℃)	
	SUS 304	1.97	18.4(0~538℃)	0.052(0~100ፒ)	
	Titanium	1.05	9.9(20~550)	0.041(0~100℃)	

Table 1-6 Physical properties of materials

E : Young's modulus at 20°C

 α : Coefficient of thermal expansion

 λ : Heat conductivity

係数が母材軟鋼のそれに比べて大きく、装置の始動にともなう昇温時には線膨 張係数差によって合わせ材に圧縮の熱応力と熱ひずみ、操業温度ではクリープ ひずみが生じ、また、装置の停止にともなう降温時には昇温時とは反対の熱応 力や熱ひずみが生じることになる。またチタン爆着クラッド鋼ではチタンの線 膨張係数が軟鋼のそれにくらべ小さいため、上記の爆着クラッド鋼とは昇温時 および降温時とも反対の熱応力や熱ひずみが生じる。さらに、シャット・ダウ ン時には、アルミニウムや銅は軟鋼に比べ熱伝導率が大きいため、合わせ材と 母材との冷却速度の相違による熱応力や熱ひずみが加算されることになる。そ して、これらの熱応力や熱ひずみが繰り返されると熱疲労損傷を起こすことも ある。このような熱疲労の問題は、爆着クラッド鋼にとって重要であることが 指摘¹⁻³⁴)されているにもかかわらず、報告例は非常に少ない。また、その報 告も熱サイクルの繰り返し回数(100回ないし1000回)を限定して、繰り返し後 の接合境界部の強度試験を実施¹⁻³⁵)しているにすぎず、接合境界部で破 損するまで熱疲労試験を行った報告はない。

したがって、本研究では、これらの爆着クラッド鋼について加熱温度を種々 に変化させ加熱、冷却の熱サイクルを付加することにより、接合境界部に剥離 割れが発生し、熱サイクルの増加にともない剥離割れが伝播し、接合境界部で 完全破損することを実験的に検証するとともに、加熱、冷却によって接合境界 部の合わせ材に発生するひずみと応力をG. Gramongの熱弾塑性解析方法¹⁻³⁷⁾に

-10-

基づいて算出し、熱疲労破損を支配する因子についても考察を加えた。

爆着クラッド鋼のような複合材料の熱疲労に関する従来の研究報告はないが、 材料の熱疲労に関する報告は、1950年代に入ってCoffinら¹⁻³⁸⁾¹⁻³⁹⁾による一 連の基礎的実験が最初と考えられている。その後多くの報告¹⁻⁴⁰⁾¹⁻⁴¹⁾がなさ れており、熱疲労におよぼす因子として平均温度、上限温度、高温での保持時 間、加熱および冷却速度、材料の熱処理や冷間加工等が挙げられている。そし て、熱疲労損傷は、熱サイクルによって発生する塑性ひずみ範囲(Δε_ρ)の2乗 に比例することが明らかにされ、熱疲労破壊までのサイクル数と塑性ひずみ範 囲の関係が次式¹⁻⁴²⁾で示されている。

$$\Delta \varepsilon_{\mathbf{p}} N_{\mathbf{f}}^{1/2} = C \tag{1-1}$$

この関係は、比較的広範囲の金属材料について成り立つことがCoffinや Manson¹⁻⁴²)によって指摘されている。しかし、これらの研究結果はすべて金 属と合金材料の実験結果に基づいており、この関係を異種材料が組み合わさっ た爆着クラッド鋼に適用することはできないと思われる。異種材料の熱疲労を 取り扱った報告としては、すでに1949年にWeisbergら¹⁻⁴³)がCr-Mo鋼とオ ーステナイト系ステンレス鋼の異材溶接継手に200°F(37.8℃)~1150°F(621 ℃)の熱サイクル(100回)を繰り返し、19%Cr-9%Ni溶接金属に割れが発生する ことを報告しており、その後も同様な報告¹⁻⁴⁴)¹⁻⁴⁵)がなされている。しかし、 これらはフェライト鋼とオーステナイト系ステンレス鋼との遷移継手に関して であり、熱疲労試験片の両端は固定されている外的拘束試験である。温度勾配 と線膨張係数差による熱疲労損傷に関する報告は少ない。

1. 4 本研究の構成

本研究では、SUS304爆着クラッド鋼、アルミニウム爆着クラッド鋼およびチ タン爆着クラッド鋼の合わせ材および母材含有元素の拡散挙動を冶金学的に研 究し、接合境界部に生じる金属間化合物と析出物の成長について、温度と時間 を含むパラメーターを導くとともに、これら爆着クラッド鋼に加えて銅爆着ク ラッド鋼の熱疲労特性を求めることである。

本論文は次の6章から構成されている。

第1章では爆着クラッド鋼の開発研究経緯、主な使用用途と高温使用性能上の問題点を指摘し、さらにこれに関する従来の研究を概観し、本研究の目的を 明らかにしている。

第2章ではSUS304爆着クラッド鋼の加熱による接合境界部の組織変化を調査 し、組織変化の加熱温度依存性と加熱時間依存性について検討している。さら に、組織変化の重要な因子であるC拡散については、熱力学的な化学ポテンシャ

-11-

ルの観点より接合境界面での拡散機構の考察を試みている。

第3章ではアルミニウム爆着クラッド鋼の加熱による接合境界組織変化を調 査し、生成相の同定と生成相領域の加熱温度依存性と加熱時間依存性について 検討している。

第4章ではチタン爆着クラッド鋼の加熱による接合境界組織変化を調査し、 生成相の同定および生成相領域の加熱温度依存性と加熱時間依存性について検 討している。さらに、C、Fe、Tiの拡散機構について考察を試みている。

第5章では上記の爆着クラッド鋼と銅爆着クラッド鋼について、熱疲労試験 を実施し、爆着クラッド鋼の変形と破損特性の加熱温度依存性を検討している。 さらに、熱弾塑性解析で得られた応力およびひずみと破損寿命とを関連づけ、 熱疲労破損を支配する因子を考察している。

第6章では得られた結果を総括している。

参考文献

- 1-1) G. B. Clark: Behavior of Metal Cavity Liners in Shaped Explosive Charges, Trans. AIME, Vol. 176(1948), 527-540
- 1-2) V. Phillipchuk: Explosive Welding Status, ASTME Creative
 Manufacturing Seminar(1965), Paper SP65-100
- 1-3) J. Pearson: Metal Working with Explosive, J. Metals, Vol. 12(1960), No.
 5, 673-681
- 1-4) J. Pearson: Explosive Welding, Advanced High Energy Rate Forming (1960), Book |, SP60-159
- 1-5) G. Birkhoff, D. P. MacDougall, E. M. Pugh, S. G. Taylor: Explosive with Lined Cavities, J. Appl. Phys., Vol. 19(1948), No. 6, 563-582
- 1-6) J. M. Walsh, R. G. Shreffler, F. J. Willig:Limiting Conditions for Jet Formation in High Velocity Collision, J. Appl. Phys., Vol. 24(1953), No. 4, 349-359
- 1-7) G. R. Cowan, A. H. Holtzman: Flow Configuration in Colliding Plates, Explosive Bonding, J. Appl. Phys., Vol. 34(1963), No. 10, 928-939
- 1-8) A. S. Bahrani, B. Crossland: Explosive Welding and Cladding, An Introductory Survey and Preliminary Result, Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 179(1964), No. 7, 264-281
- 1-9) G. R. Cowan, O. R. Bergmann, A. H. Holtzman: Mechanism of Bond Zone Wave Formation in Explosion-Clad Metals, Met. Trans, Vol. 2(1871), No. 10, 3145-3155

- 1-10) J.F.Kowalick, D.R.Hay: A Mechanism of Explosive Bonding, Met. Trans., Vol. 2(1871), No. 7, 1953-1958
- 1-11) M. Watanabe, Z. Murakami, I. Fukuyama, Y. Mukai: The Effect of Bonding Condition on the Wave Mode Formed at Explosive Bonded Interfaces, Proc. Conf. on Advances in Welding Processes(1970), 173-182
- 1-12) A. Pocalyko, C. P. Williams: Clad Plate Products by Explosion Bonding,
 W. J., Vol. 43(1964), No. 10, 854-861
- 1-13) 旭化成工業(株)伊妻,私信
- 1-14) メタルと火薬, No. 1(1968)-No. 24(1982),「金属チタンとその応用」編集委員会編:金属チタンとその応用,日刊工業新聞(1983)より関連事項を調査
- 1-15) 浜田:爆発圧接クラッド鋼板による圧力容器鏡板について,メタルと火薬, No. 21(1979), 24
- 1-16) 材料大事典編集委員会編:材料大事典, 産業調査会(1984), 194
- 1-17) 化学工学協会編:化学プラントの安全対策技術,4.事故災害事例と対策, 丸善(1979),105-108
- 1-18) 大友, 岡田, 雑賀:1¹/₄Cr¹/₂Mo鋼とHK40の異材突き合せ溶接継手の使用中の割れ, 材料, Vol. 24(1975), No. 258, 204-209
- 1-19) 稲垣: クラッド鋼の今昔, メタルと火薬, No. 24(1982), 8-14
- 1-20) 日本金属学会編:新版 転位論-その金属学への応用,丸善(1971),227
- 1-21) 立川,小田:爆接オーステナイト系ステンレスクラッド鋼の加熱に関する 冶金的研究,溶接学会誌, Vol. 41(1972), No. 6, 663-674
- 1-22) R. J. Christoffel, R. M. Curran:Carbon Migration in Welded Joints at Elevated Temperature, W, J., Vol. 35(1956), No. 4, 170s-178s
- 1-23) J.F.Eckel:Diffusion Across Dissimilar Metal Joints, W, J., Vol. 43 (1964), No. 9, 457s-468s
- 1-24) L.S. Darken: Diffusion of Carbon in Austenite with a Discontinuity in Composition, Trans. AIME, Vol. 180(1949), No. 10, 430-438
- 1-25) B. Million: A Modified Quasistationary Model of Uphill Diffusion of Interstitial Atoms, Metallkunde, Bd. 74(1983), H. 2, 105-110
- 1-26) J. Agren: A Note on Theoretical Treatment of Up-hill Diffusion in Compound Welds, Met. Trans., Vol. 14A(1983), No. 10, 2167-2170
- 1-27) R. Prüemmer: Werkstoffveränderungen und Eigenspannungsauflbau auf Grund einer Explosivschweißung zwischen AlZnMg1 und St37, Metallkunde, Bd. 63(1972), H. 5, 221-225

- 1-28) 西田,成田: F e および F e- A 1合金間の相互拡散に伴う現象,日本金属 学会誌, Vol. 35(1971), No. 35, 269-276
- 1-29)上田,新家:鉄合金と溶融A1との反応によって生成する合金層について, 日本金属学会誌, Vol. 42(1978), No. 6, 543-549
- 1-30) 足立,竹原:Ti BA Clad 鋼板の鏡板成形について,メタルと火薬, No. 11(1971), 27-49
- 1-31) 平野,一法師:Fe-Ti系の相互拡散,日本金属学会誌, Vol. 32(1968), No. 9, 815-821
- 1-32) 辻: α Fe-βTi拡散対における反応拡散,日本金属学会誌, Vol. 40(1976), No. 8, 844-851
- 1-33) 南埜,山根,大西,高橋:Fe-Ti系の反応拡散による相成長,高温学会誌, Vol. 12(1986), No. 5, 189-197
- 1-34) B. Crossland:Explosive Welding of Metals and Its Application, Oxford Clarendon Press(1982), 190
- 1-35) H. E. Otto, S. H. Carpenter: Explosive Cladding of Large Steel Plate with Lead, W. J., Vol. 51(1972), No. 7, 467-473
- 1-36) S. K. Banerjee, B. Clossland: Mechanical Properties of Explosivelycladed Plates, Metal Const. and B. W. J., Vol. 3(1971), No. 7, 268-273
- 1-37) G. Gramong:Elastic-Plastic of Deformation Induced by Thermal Stress in Eutectic Composites: [. Theory, Met. Trans., Vol. 5(1974), No. 10, 2183-2109
- 1-38) L.F. Coffin: A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stresses on a Ductile Material, Trans. ASME, Vol. 76(1954), No. 6, 9312-950
- 1-39) L.F. Coffin: The Problem of Thermal-Stress Fatigue in Austenitic Steels at Elevated Temperatures, ASTM Spec. Tech. Publ., 165(1954), 31-49
- 1-40) 平,藤村:金属材料の熱疲労破壊に関する最近の研究,材料, Vol. 25(1976), No. 270, 218-229
- 1-41) 平,藤村:熱疲労における損傷について,材料, Vol. 27(1978), No. 296, 440-446
- 1-42) S. S. Manson:Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue, McGraw-Hill(1966) Chapter6
- 1-43) H. Weisberg, Newark N. J:Cyclic Heating Test of Main Steam Piping Joints between Ferritic and Austenitic Steel-Sewaren Generation Station, Trans. ASME, Vol. 71(1949), No. 8, 643-664

- 1-44) R. W. Emerson, R. W. Jackson, C. A. Dauber:Transition Joints between Austenitic and Ferritic Steel Piping for High Temperature Steam Service, W. J., Vol. 41, (1962), 385-393
- 1-45) 清水,池本:オーステナイトステンレス鋼(SUS 316)とフェライト鋼 (2・1/4 Cr-1Mo)Transition Jointの熱疲労寿命に関する一考察,材料, Vol. 28(1979), No. 308, 441-447

第2章 SUS304爆着クラッド鋼の加熱 による組織変化

2.1 緒 言

SUS304爆着クラッド鋼が最も多く使用されるのは、序論で記述したように圧 力容器、反応容器、熱交換器などの胴と管板である。そして、これらクラッド 鋼製の装置を400℃以上の温度で長期間使用すると、接合境界部においてFe、 Cr、Ni等の置換型元素がほとんど拡散しない温度においても侵入型であるC の拡散によって接合境界部の軟鋼およびSUS304鋼の組織が変化し、軟鋼側の強 度低下とSUS304鋼の耐食性が劣化することである。このC拡散は、一般に不純 物拡散と呼ばれているもので、接合境界に接する両材料のC濃度差で生じるこ とは無論のことであるが、両材料に含まれる添加元素の影響によって生じるこ とが報告されている。^{2-1)~2-3}

したがって、本章では、まずSUS304爆着クラッド鋼を500℃~700℃の温度で 5時間~500時間加熱した後、光学顕微鏡、X線マイクロアナライザとX線回折 にて接合境界部の組織と組成変化を調査し、加熱にともなう組織変化の加熱温 度および時間依存性を明らかにすることである。さらに、接合境界部のC拡散 を軟鋼とSUS304鋼のC濃度差だけでなく、両鋼の熱力学的炭素濃度差である炭 素活量差による評価も試みた。

2.2 供試材料と実験方法

供試材料は、SUS304爆着クラッド鋼、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼と SUS304圧延クラッド鋼である。

爆着クラッド鋼の製作は、Fig. 2-1に示すような方法で行った。すなわち、 爆発溶接法は、アンビルの上に置いた板厚20mmの母材軟鋼板上に約3mmの間隙 を設けて板厚3mmのSUS304鋼を平行に設置する。そしてSUS304鋼の上に緩衝材 をはさんで、適切な量の粉末火薬(爆発速度1500m/sec~3000m/sec)を敷き、 この火薬の一端を電気雷管によって起爆させ、その火薬の爆発エネルギを利用 して合わせ材を音速程度まで加速し、母材に傾斜高速衝突させることよって一 瞬のうちに合わせ材を母材に接合させる方法である。

爆着クラッド鋼と比較のため使用した5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼は、 直径4mmの5%Cr-0.5%Mo鋼溶接棒で、板厚20mm軟鋼板上にFig.2-2の要領で 二層の肉盛溶接を行った。なお、溶接電流130A、溶接電圧25V、予熱および 層間温度200℃などの溶接条件は一定で溶接を行った。また、SUS304圧延クラッ ド鋼については、20mmの軟鋼と3mmのSUS304鋼の中間に約40µmのニッケル箔を

-16-

挿入し熱間圧接させた市販の圧延クラッド鋼を使用した。

Table 2-1は、これら供試材料の化学組成を示す。

	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо
Carbon steel()	0.10	0.23	0.80	0.019	0.015		-	
Carbon steel(])	0.11	0.24	0.74	0.020	0.020		·	ł
5%Cr-0.5%Mo steel	0.06	0.47	0.06			0.07	5.28	0.60
SUS304(I)	0.072	0.75			-	8.80	18.41	-
SUS304(ℕ)	0.072	0.63				9.17	18.28	

Table 2-1 Chemical composition of materials(wt%)

() Base metal of SUS304 explosive clad steel and 5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel

([) Base metal of SUS304 roll clad steel

(I) Clad metal of explosive clad steel

(N) Clad metal of roll clad steel



Fig. 2-1 Set-up for explosive welding

Fig. 2-2 Overlay welding procedure

-17-



Fig. 2-3 Dimension of heat treatment specimen(a) and location(b) of microstructure observation





A: Width of decarburized band measured from top B: Width of decarburized band measured from bottom C: Width of carburized band measured from top D: Width of carburized band measured from bottom

Fig. 2-4 Location for measuremnt of decarburized band and carburized band(SUS304 explosive clad steel, exposed 100hr at 550°C)

各クラッド鋼よりFig. 2-3(a)に示すような40mm×40mmの熱処理用試験片を切り出し、これら試験片に500℃~700℃の温度範囲で5時間~500時間の加熱処理を施した。なお、SUS304爆着クラッド鋼とSUS304圧延クラッド鋼のクラッド板厚(t)は3mmとし、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼の場合は5mmとした。

種々の加熱処理を施した各試験片の中央部よりFig. 2-3(b)に示すような10mm

×10mmの試料を切り出し、爆着クラッド鋼では爆発溶接方向と平行、肉盛クラッ ド鋼では溶接方向と直角そして圧延クラッド鋼では圧延方向と平行な断面を研 磨し、エッチング後、脱炭層および浸炭層の幅を読み取り顕微鏡にて計測した。

なお、爆着クラッド鋼 についてはFig. 2-4に示 すように接合境界面が 波状であり、母材軟鋼 よりみて波の山 (Top) の部分および谷(Bottom) の部分で脱炭層と浸炭 層の幅が異なるため、 山と谷より5箇所測定 し、その平均値をそれ ぞれ脱炭層および浸炭 層の幅とした。脱炭層 の幅は、パーライトの 分解するまでの位置と した。浸炭層の幅につ いては、3%硝酸アルコ



Fig. 2-5 Comparison of carburized band measured by microscope and EPMA

ール溶液で腐食後、X線マイクロアナライザにてC濃度の定性分析を行い、3% 硝酸アルコール溶液で均一に腐食される幅と、Fig. 2-11に示すようなX線マイ クロアナライザにてC濃度が高くなる幅を比較した。Fig. 2-5はその結果を示 す。3%硝酸アルコール溶液で均一に腐食される幅とX線マイクロアナライザで 計測されるCの高濃度領域は、比較的良い一致を示した。したがって、本研究 では浸炭層の幅として3%硝酸アルコール溶液で均一に腐食される幅を採用した。

硬さ測定は、光学顕微鏡観察後ビッカース微小硬度計を使用して接合境界面 を中心に合わせ材SUS304鋼および母材軟鋼側へ0.01m~0.5m間隔で行った。

さらに、爆着クラッド鋼については、加熱前および加熱後の試料について、 接合境界面近傍におけるFe、Ni、CrおよびCの定性的な濃度分布をX線マ イクロアナライザによる線分析で測定し、接合境界近傍におけるC濃度の定量 分析は、SUS304鋼側については軟鋼を化学的に溶解除去した面、そして軟鋼側 についてはSUS304鋼を機械的に除去した面で、高周波プラズマ発光分光分析装 置により行った。高周波プラズマ発光分光分析は、プラズマを試料(10mm径) に当てることによって発光させ、これを分光し、各々の元素のスペクトル線の 波長および強度を測定し、標準試料で作成した検量線と比較することによって 元素濃度を算出する方法である。そして、発光する領域は試料表面より約1µm であり、表面近傍の組成分析に適している。

加熱によってSUS304鋼に生じた生成物の同定は、軟鋼を化学的に溶解除去した面についてX線回折を行い、得られた回折パターンをASTMカードと比較することにより行った。

2.3 加熱にともなう接合境界部の組織変化

SUS304爆着クラッド鋼について、爆発溶接のままの状態と各種の加熱処理を施した後、3%硝酸アルコール溶液にて腐食した接合境界部における軟鋼の光 学顕微鏡組織をFig. 2-6~Fig. 2-8に示す。

爆発溶接のままの接合境界は、爆発溶接特有の波状接合を示し、接合境界に 隣接した軟鋼では、結晶粒の塑性流動がみられた。このような波状接合と結晶 粒の変形は、飛翔板SUS304鋼(合わせ材)が母材軟鋼に傾斜高速衝突する際発生



As explosive clad







100µm





Fig. 2-7 Microstructures of SUS304 explosive clad steel exposed various times at 600 $^\circ \rm C$

する圧力が、100kbar~150kbarと軟鋼の降伏応力(2.5kbar)に比べ40倍~50倍 高く²⁻⁴)、さらに衝突点における金属のひずみ速度は10⁴/sec~10⁸/secに達し ており、したがって衝突点に生じる現象は流体の衝突に類似していると考え、 流体力学的な理論で説明されており²⁻⁵、波形成もKármánの渦列理論で定性的 に説明されている²⁻⁶)~²⁻⁸。



5hr



500hr 100µm

Fig. 2-8 Microstructures of SUS304 explosive clad steel exposed various times at 700 $^\circ \rm C$

500℃で50時間加熱すると、接合境界に隣接し内部エネルギの高い結晶粒塑 性流動域の軟鋼は再結晶し、微細なフェライトがみられた。しかし、接合境界 より約50µm離れた軟鋼組織は、爆発溶接のままの組織と比べほとんど変化がみ られなかった。100時間後にCは、母材軟鋼のFeよりCとの親和力の大きい Crを含有する合わせ材SUS304鋼へ拡散移動し、フェライト母地のC量が加熱 温度での固溶限以下に低下するため、近接するパーライトが分解しフェライト 母地に固溶するパーライト消失域、すなわち脱炭層域が接合境界より100µm範 囲の軟鋼側で生成する。500時間後と加熱時間を長くすると脱炭層が広くなる のみならず、接合境界に沿ってSUS304鋼側にも3%硝酸アルコール溶液のみの 腐食によって黒く腐食される領域、すなわち緻密な炭化物の析出領域がみられ るようになる。 加熱温度を600℃にすると、Fig. 2-7に示すように、5時間後すでに軟鋼側に は脱炭層がみられ、その幅も加熱時間とともに増加した。そして、50時間後に は脱炭層内のフェライトは、結晶粒界の移動を妨げる炭化物が極めて減少する ため、成長し粗粒化する傾向も認められた。加熱温度を700℃(Fig. 2-8)とさら に高くすると、5時間ですでにフェライトの粗粒化がみられ、500時間後には粗 大なフェライト粒に成長していた。

次に、10%クロム酸水溶液にて電解腐食した接合境界部におけるSUS304鋼の 光学顕微鏡組織をFig. 2-9~Fig. 2-12に示す。

爆発溶接のままにおいては、接合境界に隣接したSUS304鋼に軟鋼と同様な結 晶粒の塑性流動がみられた。しかし、接合境界より離れた位置では点食像のみ でオーステナイト粒界は明瞭でなかった。500℃で10時間程度の加熱では、高 倍率の光学顕微鏡でみると接合境界に隣接した軟鋼側に再結晶粒がみられた。 そして、接合境界近傍の塑性流動した領域のSUS304鋼についても、再結晶粒が みられたが、炭化物の析出はみられなかった。接合境界より30µm~60µm以上離 れたSUS304鋼にはオーステナイト粒界および爆発溶接によって生じたすべり線 に沿って炭化物が析出しているのがみられた。このような析出は、SUS304鋼の 冷間加工材を長時間加熱したときの材質変化と同様である2-9)。加熱時間を 100時間と長くすると前述したように軟鋼側には脱炭層が生じる。そしてSUS304 鋼側では炭化物が接合境界近傍の粒界やすべり線まで析出するようになり、さ らに接合境界および接合境界に隣接した粒界およびすべり線はより黒く腐食さ れ、明らかに母材軟鋼からのC移動の影響を受けていた。加熱温度を600℃に 高くすると、母材軟鋼からのC移動量が増加するため10時間後すでに炭化物は、 粒界およびすべり線上に析出するのみならず接合境界近傍では粒内にも析出し、 接合境界に沿って幅20µm~30µmにわたり緻密な炭化物層がみられた。加熱時間 を100時間に増加すると、微細で緻密な炭化物層の幅も増加した。そして、こ の領域をX線マイクロアナライザにてC分析を行うと、Fig. 2-12(c)に示すよ うに接合境界のSUS304鋼でC濃度のピークが存在し、接合境界より離れるとC 濃度は急速に減少した。そしてC 濃度が高くなる幅は約30μmであり、光学顕微 鏡で測定した幅と一致した。以下この炭化物析出層を浸炭層と呼ぶ。さらに加 熱温度を700℃に上昇させると、高倍率の光学顕微鏡でみると緻密な炭化物の 幅が増加するのみであったが、マクロ的にみると浸炭層内で腐食程度が異なる 二層がみられた。

まず、接合境界面に生じる炭化物の同定を行うため、爆発溶接のまま、600 ℃で10時間と100時間および700℃で10時間と100時間の加熱処理を施した爆着 クラッド鋼について、軟鋼を40%硝酸水溶液にて溶解し波状界面を露出させ、



Fig. 2-9 Microstructures of bonded interface of SUS304 explosive clad steel (as explosive clad)



10hr



Fig. 2-10 Microstructures of bonded interface of SUS304 explosive clad steel exposed 10hr and 100hr at 500°C



(a)

10hr

(b)







Fig. 2-11 Microstructures of bonded interface of SUS304 explosive clad steel exposed 10hr and 100hr at 600 $^\circ C$



,10µm,

(b)

100hr

Fig. 2-12 Microstructures of bonded interface of SUS304 explosive clad steel exposed 10hr and 100hr at 700°C この面でX線回折を行った。得られた回折ピークより面間隔dを求め、ASTMカ ード²⁻¹⁰)と対比させ炭化物の同定を行い、その結果を示したものがFig. 2-13 ~Fig. 2-15である。なお、図中Cr₂3C₆、Cr₇C₃と表示している炭化物は、 Fe-Cr-C系状態図²⁻¹¹から推定される(CrFe)₂3C₆、(CrFe)₇C₃を 表している。

爆発溶接のままでは、Fig. 2-13より明らかなようにオーステナイトのγ(111) とγ(200)の各ピークが強くあらわれるのみであり、爆発溶接過程では、顕微 鏡観察と同様にC移動は認められなかった。

600℃で10時間の加熱処理を施すと、強いオーステナイトの各ピーク以外に Cr23Coのピークがあらわれた。そして100時間にすると γ ピークが減少し、 Cr23CoとCr7C3のピークが同時にあらわれた。なお、最も強くピークがあ



Fig. 2-13 X-ray diffraction pattern of SUS304 explosive clad steel(as explosive clad)

らわれるCr23C6(511)とCr7C3(421)の格子間隔dが2.04Åと同じであ るため両者の強度比較はできなかった。700℃で10時間の熱処理で得られた回 折線図は、600℃で100時間のものとほぼ同様に接合境界にはオーステナイト、 Cr23C6とCr7C3が共存していた。しかし、100時間と加熱時間を長くすると、 Cr23C6やオーステナイトのピークはみられず、Cr7C3のピークのみとなり 顕微鏡観察でみられた接合境界の高い密度の炭化物層は、Cr7C3が主体に析 出しているのが確認できた。

次に、700℃で加熱処理を施した試料については、Fig. 2-12にみられるよう に浸炭層が二層から成っていた。これらの層の炭化物が同一であるかいなかを



-28-



-29-

検討した。700℃で100時間加熱処理を施した試料について接合境界より機械的 に数10µmごとに研磨し、その都度その面でX線回折を行い、その回折結果およ び顕微鏡組織をFig. 2-16に示す。接合境界近傍の第一層しか含まない35µm研磨 面においても、接合境界と同様にCr₇C₃のピークのみであるのに対し、第一 層と第二層を含む65µm研磨面ではCr₇C₃のピークがあられず、Cr₂₃C₆の ピークだけになる。さらに研磨面ではCr₇C₃のピークがみられず、Cr₂₃C₆の ピークだけになる。さらに研磨し、緻密な炭化物層と母地オーステナイトとの 境界である200µm研磨面では、Cr₂₃C₆のピーク以外に母地であるオーステナ イトのピークもあらわれるようになる。そして、400µm離れた面ではオーステ ナイトのピークが主体であるが、Cr₂₃C₆のピークもわずかながらみられる。 このCr₂₃C₆ピークは顕微鏡組織にみられるように結晶粒界およびすべり線に 析出した炭化物によるものであると考えられる。したがって、接合境界近傍の 第一層の炭化物はCr₇C₃、第二層の炭化物はCr₂₃C₆が主体に構成されてい ることが明らかになった。

以上の顕微鏡組織観察およびX線回折結果より、SUS304爆着クラッド鋼を 500℃以上の温度で加熱した場合、Cの挙動に注目すると次のようになる。

1) 加熱温度が500℃と低い場合、10時間程度では軟鋼よりSUS304鋼へのC 移動はほとんどみられないが、SUS304鋼の鋭敏化領域であるためオーステナイ ト母地においては粒界や爆発溶接によって生じたすべり線上にCr23C。炭化物 が析出する。100時間以上になると軟鋼からC移動が生じ、移動してきたCは 接合境界近傍の粒界やすべり線上で、より緻密な炭化物を析出する。一方、軟 鋼側では、パーライト消失域すなわち脱炭層が生じる。

2) 加熱温度が600℃になると、軟鋼から移動したCはCrを多量に含有しい ているSUS304鋼接合境界近傍の粒内にも炭化物を析出させる。そして、加熱時 間が長くなると、接合境界には準安定なCr7C₃炭化物も析出する。

3) 加熱温度が700℃になると、軟鋼から移動するCが多量になりSUS304鋼 側では接合境界よりCr7Cs炭化物主体の浸炭層とCr23Cs炭化物主体の浸炭 層の二層が生成した。

Fig. 2-17~Fig. 2-20は、爆発溶接のままと500℃で100時間、600℃で500時間 および700℃で500時間の加熱処理を施した後の接合境界における高倍率の光学 顕微鏡組織とX線マイクロアナライザによる線分析結果を示す。

爆発溶接のままの(a)線分析位置は、巻き込み部を通過しているため、接 合境界部にはSUS304鋼とは異なったCr、Ni、Feの濃度領域が認められたが、 この幅が狭いため、その組成を明らかにすることができなかった。軟鋼とSUS 304鋼が直接接合された(b)線分析位置では、軟鋼からSUS304鋼へは各元素

-30-



Fig. 2-17 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(as explosive clad)
とも鋭く遷移し、明瞭な濃度の 遷移域は存在しなかった。

500℃の加熱では光学顕微鏡 組織的にみると、軟鋼側パーラ イトの分解領域がみられるのみ で、爆発溶接のままの組織と変 化がみられなかった。線分析結 果でも、接合境界に接するSUS 304鋼でC濃度が少し高くなる 領域がみられるのみで、Cr、 Ni、Feの濃度変化については 爆発溶接のままのものと同様に 接合境界で鋭く遷移していた。

600℃の加熱では、脱炭され たフェライトと広範囲に浸炭さ れたオーステナイトがみられる が、接合境界面は巻き込み部を 除き爆発溶接のままのものと同 様に比較的滑らかであり、その 線分析においてもCが軟鋼から SUS304鋼へ拡散移動し、SUS304 鋼側で爆発溶接のままのものよ りC濃度が高くなる領域を形成 したが、接合境界におけるCr、 Ni、Feの各元素は、軟鋼から SUS304鋼へ比較的鋭く遷移し、 爆発溶接のままのものとほとん ど変化がないようである。

それに対し、700℃の加熱で は、脱炭されたフェライトと浸 炭されたオーステナイトの間に やや灰色に腐食された層が観察 され、接合境界面の凹凸が激し くなる。この領域を線分析する とCのみならず置換型元素であ



Fig. 2-18 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(exposed 100hr at 500°C)





- Fig. 2-19 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(exposed 500hr at 600°C)
- Fig. 2-20 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(exposed 500hr at 700°C)

るCr、Ni、Feの濃度も軟鋼からSUS304鋼へ緩やかな遷移を示した。こうした層が形成されるのは、Eckel²⁻²⁾の実験結果からも推察されるように、CはもとよりSUS304鋼に含有しているCr、Niおよび軟鋼に含有しているFeもまた拡散するためと考えられる。したがって、600 C以下の加熱で拡散する元素はCが主体であり、軟鋼側の脱炭とSUS304鋼側の浸炭現象であったが、700 C以上の加熱では、Cr、Ni、Feも相互拡散し接合境界部は軟鋼とSUS304鋼との中間的な組成をもつ領域が生成した。

次に、比較のため加熱処理を施したSUS304圧延クラッド鋼は、SUS304鋼と軟

鋼の間にニッケルを挿入し、熱間圧接にて製作されている。したがって、この ニッケルは、Ni炭化物(NisC)の700℃での生成自由エネルギが+5.5[kcal/ mol C]と、FesCの+0.5[kcal/mol C]やCr7Cs×1/3の-16.5[kcal/ mol C]²⁻¹²)に比べ大きいことより炭化物を生成しにくく、母材軟鋼からSUS 304鋼へのC移動の障壁とみなすことができる。

Fig. 2-21は、SUS304圧延クラッド鋼の受け入れのままと、600℃で500時間および700℃で50時間と100時間の加熱処理を施した後の光学顕微鏡組織である。 SUS304



As rolled



Exposed 500hr at 600°C



Exposed 50hr at 700°C



Exposed 100hr at 700°C 100µm

Fig. 2-21 Microstructures of bonded interface of SUS304 roll clad steel

光学顕微鏡的には、軟鋼側は600℃で500時間の加熱によっても脱炭層や浸炭 層はみられず、受け入れのままの組織と顕著な差異がみられないことより、ニッ ケルの障壁効果が認められた。しかし、軟鋼-ニッケル-SUS304鋼の間にはC の活量勾配は存在するため、加熱温度を700℃と高くすると50時間後には、ニッ ケル箔をとおして軟鋼からSUS304鋼側へCが移動し、接合境界の軟鋼側には脱 炭層、SUS304鋼側にはオーステナイト粒界に沿った、より速い拡散によってオ ーステナイト粒界に炭化物が生じた。そして100時間にすると、粒界のみなら ず粒内にも炭化物が析出し、浸炭層を形成した。したがって、ニッケル箔の挿



Exposed 50hr at 650°C 100µm

Exposed 50hr at 600℃

Fig. 2-22 Microstructures of bonded interface of 5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel exposed 50hr at various temperatures

入は、600℃以下で操業される化学プラントでは、C拡散が防止され接合境界 の強度低下を防ぐには有効であるが、700℃以上の熱間加工ではCの移動を減 少させるが、C移動を完全に防止できないのは明らかであり、強度低下が予想 される。

オーステナイトとフェライトの組み合わせであるSUS304爆着クラッド鋼を加 熱することによって生じる脱炭層や浸炭層が、Cr含有量の異なるフェライト とフェライトの組み合わせの場合と異なるかいなかを検討するために、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼についても加熱処理を施し、光学顕微鏡観察し、脱炭層 および浸炭層の測定を行った。Fig. 2-22は、溶接のままと、各加熱温度で50時 間加熱した後の接合境界部における光学顕微鏡組織である。

母材軟鋼側のCは、SUS304爆着クラッド鋼と同様に550℃で50時間の加熱に よりFeに比べ、Cとの親和力の大きいCrを含有する5%Cr-0.5%Mo溶接金属側 に接合境界面をとおして拡散移動し、接合境界部の軟鋼側には脱炭層、5%Cr-0.5%Mo溶接金属側には浸炭層が生じた。さらに加熱温度が高くなると、脱炭層 の幅も広くなるとともに、フェライトも成長し粗粒化する。そして、このフェ ライトの成長方向には一定の指向性があり、加熱温度および時間の増加ととも に板厚方向へ細長く伸びる傾向を示した。また、浸炭層についても加熱温度、 時間の増加にともなって成長し、SUS304爆着クラッド鋼の場合と同様な傾向を 示した。

2. 4 脱炭層および浸炭層幅の加熱温度と時間依存性

Fig. 2-6~Fig. 2-22に示したようにCは、母材軟鋼から高Crを含有する合わ せ材へ拡散移動し、母材軟鋼側には脱炭層と合わせ材側に浸炭層を生じさせる。 そこで、脱炭層の幅として接合境界から母材軟鋼中のパーライトが分解し始め る位置までとした。また、浸炭層の幅として接合境界から均一に黒く腐食され た位置までとして、これらの幅の加熱温度、時間依存性を検討した。

Fig. 2-22~Fig. 2-27は、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼およびSUS304爆着クラッド鋼の母材軟鋼に生じた脱炭層の幅および合わせ材に生じた浸炭層の幅と加熱時間の平方根√てとの関係を示したものである。なお、爆着クラッド鋼については、波状接合であるため軟鋼よりみて山の部分と谷の部分から測定した値が異なった。したがって、両測定結果を図示した。

爆着クラッド鋼の軟鋼側に生じる脱炭層については、加熱時間が10時間以内 であれば、山から測定した値が谷から測定した値より多少広くなる傾向がみら れたが、50時間以上であればほとんど両者には差がみられなかった。それに対 して、SUS304鋼側に生じる浸炭層については、谷の部分から測定した値が山の 部分から測定した値より 30%程度広い値を示した。 これは、Fig. 2-28に示す ように接合境界面におけ るC移動が接合境界面に 対して垂直に起きると考 えるなら、SUS304鋼の谷 に移動するC量は増加し、 したがって、浸炭層幅も 増加すると考えられる。

爆着クラッド鋼および 5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッ ド鋼とも、各加熱温度 について、脱炭層の幅お よび浸炭層の幅は加熱 時間√ての増加にした がって直線的に増加する ことより、放物線則が成 立するとみなすことがで き、脱炭および浸炭現象 が、C拡散に律速されて いることがわかる。

鋼の焼きもどしにおけ る硬さ(H)は、Cの拡散 が主原因であるから、次 式の拡散の式t・exp(-Q/RT) の関数として表されてい る。²⁻¹³⁾

 $H = f [t \cdot exp(-Q/RT)]$



$$H = f [T (C + \log t)]$$
(2-2)



Fig. 2-23 Effect of heating temperature on growth of decarburized band(5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel)



Fig. 2-24 Effect of heating temperature on growth of carburized band(5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel)

(2-1)

ここでCは、時間の単位をもつ定数である。

本研究における脱炭層および浸炭層の幅も、Cの拡散が主原因であるため、 それらの幅をXとすれば式(2-2)と同様に次式のように置くことができるもの と考えられる。



Fig. 2-25 Effect of heating temperature on growth of decarburized band(top, SUS304 explosive clad steel)



Fig. 2-26 Effect of heating temperature on growth of decarburized band(bottom, SUS304 explosive clad steel)

-38-



Fig. 2-27 Effect of heating temperature on growth of carburized band(top, SUS304 explosive clad steel)



Fig. 2-28 Effect of heating temperature on growth of carburized band(bottom, SUS304 explosive clad steel)



Fig. 2-29 Model of carbon diffusion

-39-

ただし、この式から脱炭層および浸炭層の幅を計算しうるという意味ではな く、脱炭層および浸炭層の幅がT(C+logt)をパラメーターとしてあらわ せることを意味している。そこでT(C+logt)をPと置き脱炭層および浸 炭層の幅を整理した。

$$P = T \quad (C + \log t) \tag{2-4}$$

定数Cの値は次のようにして決めた。

式(2-4)を変形すると

$$P \neq T = C + \log t \tag{2-5}$$

)

となる。いま一定脱炭層の幅を考えると、加熱温度の逆数と加熱時間の対数値 は直線関係になり、したがって定数Cの値は1/T=0のときの-logtの値と なる。

Fig. 2-30は、SUS304爆着ク ラッド鋼に生じた脱炭層につ いて1/Tとlogtの関係を 示す。一定の脱炭層の幅であ れば1/Tとlogtの関係は 直線となり、その直線は 1/T=0でほぼ-10に収束し ている。すなわち、C≒10と なる。Fig. 2-30は一例を示し たもので、SUS304爆着クラッ ド鋼に生じた浸炭層および 5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼 に生じた脱炭層と浸炭層につ いても、定数Cは10前後の値 Fig.2-30 Log(t) versus 1/T をとることが認められた。



(SUS304 explosive clad steel)

Fig. 2-31は、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼とSUS304爆着クラッド鋼について、 脱炭層の幅と(2-4)式のパラメーターPの関係を図示したものである。なお、 爆着クラッド鋼については山の部分から測定した値を示した。

実験点は、本研究の加熱温度、時間範囲内においては一本の直線にのるよう であり、パラメーターの有用性が認められた。また、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッ ド鋼とSUS304爆着クラッド鋼が一本の直線にのり、低合金鋼側が軟鋼であれば 高合金鋼側のCr含有量を5%以上にしても、脱炭層の幅はほとんど増加しない と結論づけているChristoffel-Curranの実験結果²⁻¹⁾と一致した。浸炭層の幅 については、Fig. 2-31に示すように各々ほぼ一本の直線にのるが、脱炭層の幅

-40 -



-41-

のように、同じパラメーターPに対して同じ値をとらず、SUS304爆着クラッド 鋼の浸炭層の幅は、5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド鋼のそれに比較して、1/10以上 も狭くなる傾向があった。これは、SUS304鋼中のCr含有量が5%Cr-0.5%Mo溶 接金属中より多いことによる炭化物の析出密度の増加、および、後に述べるよ うにオーステナイト鋼中のC拡散速度が、フェライト鋼中に比べ、1/10以上も 遅いことが起因しているものと思われる。

2.5 加熱による接合境界部の硬さ変化

Fig. 2-33~Fig. 2-35は、SUS304爆着クラッド鋼について、加熱温度を500℃、600℃、700℃と変えたとき接合境界部近傍(接合境界から母材へ0.1mmと2mm、合わせ材へ0.05mmと2mm入った位置)の硬さ変化を示したものである。

爆発溶接のままでは、接合境界に近接したSUS304鋼および軟鋼の硬さは、そ れぞれHv340とHv255の値を示し、2mm離れた位置よりHv30~Hv70程高くなっ ている。この硬さ上昇は、合わせ材が母材に高速度で衝突した際、接合境界が 塑性変形し、加工硬化したためであると考えられる。

加熱温度500℃(Fig. 2-33)の場合、接合境界から離れたSUS304鋼ならびに軟 鋼の硬さは、加熱時間を増してもほとんど爆発溶接のままのものと変わらず、 C移動や焼きもどしの影響を受けなかった。接合境界に近接したSUS304鋼の硬

さは、加熱温度が低いとき は前述したように軟鋼から のC移動も遅く、5時間程度 では浸炭によるCr炭化物が みられず、したがって、硬さ 変化もみられない。10時間 以上になるとC移動による 影響を受け硬さが上昇した。 そして、50時間以上になる と拡散移動したCは粒内に も炭化物を析出させること により、その硬さも50時間 から100時間の間に急激に上 昇しHv575の値となった。 さらに500時間後には約Hv 600となり、組織変化と良 い対応がみられた。一方、



Fig. 2-33 Effect of heating time on Vickers hardness of SUS304 explosive clad steel

-42-

軟鋼の硬さは、加熱10時間 後には脱炭の影響により Hv160程度まで低下してい る。加熱温度を600℃ (Fig. 2-33)に上昇させる と、接合境界から離れた SUS304鋼ならびに軟鋼の硬 さは、多少焼きもどされる ために加熱時間を増すとと もに、Hv30程度低下した。 接合境界に近接するSUS304 鋼の硬さは、加熱温度上昇 にともないC拡散が速くな るので、5時間後にはHv450 まで増加するが、100時間以 上になるとHv600と一定の 硬さを示した。接合境界に 近接する軟鋼の硬さは、5 時間後にはHv150まで低下 し、500時間後のHv110まで 加熱時間とともに緩やかに 低下した。さらに加熱温度 を700℃(Fig. 2-35)と高くす ると、接合境界から離れた SUS304鋼ならびに軟鋼の硬 さは、500時間後には焼きも どしにより爆発溶接のまま のものよりHv50低下した。 接合境界に近接するSUS304 鋼の硬さは、5時間後には、 すでに約Hv600となり加熱 温度500℃や600℃での最高 硬さに到達した。このよう に加熱温度が異なっても、 最高硬さが同じ値を示した。



Fig. 2-34 Effect of heating time on Vickers hardness of SUS304 explosive clad steel



Fig. 2-35 Effect of heating time on Vickers hardness of SUS304 explosive clad steel

-43-

そこで、500℃で500時間、600℃で50時間および700℃で10時間の加熱処理を 施した試料について、接合境界から0.05mm離れたSUS304鋼の位置(硬さ測定位 置)にてX線回折を行った。Fig. 2-36にその結果を示す。いずれの加熱におい てもCr23C6のピークが明瞭に認められる。したがって、硬さ測定を行った 0.05mmの位置に析出するCr炭化物がX線回折に示すように、Cr23C6(硬さ: 1000kg/mm²)²⁻¹⁵⁾と同一であることに起因していると考えられる。なお、700 ℃で500時間後硬さがHv700と上昇に転じているが、これは前述したように、 Cr23C6より硬いCr7C3(硬さ:1450kg/mm²)²⁻¹⁵⁾の硬さを測定したためであ

る。このように光学顕微鏡観 察、X線回折と硬さの間には 良い対応性がみられた。

接合境界に近接する軟鋼 の硬さは、加熱温度600℃ と同様に5時間後にはHv140 まで低下し、500時間後の Hv95まで加熱時間とともに 緩やかに低下した。

Fig. 2-37、Fig. 2-38は、 5%Cr-0.5%Mo肉盛クラッド 鋼についても加熱温度を 600℃、700℃と変えたとき の接合境界部近傍(接合境 界から母材へ0.1mmと2mm、 合わせ材へ0.05mmと2mm離れ た位置)における硬さ変化 を示したものである。

加熱温度600℃の場合、 接合境界から離れた5%Cr-0.5%Mo溶接金属部の硬さは、 溶接のままのHv390から加 熱により焼きもどされ、10 時間後にはHv250まで低下 し、それ以上、加熱時間を 長くしても変化しなかった。 接合境界に近接した位置で



Fig. 2-36 X-ray diffraction patterns(SUS304 at 0.05mm distance from bonded interface)

-44-

は、5時間で硬さがHv380と 溶接のままのHv310に比べ 上昇しているが、これは焼 きもどしより浸炭の影響を より多く受けたものであり、 10時間以上になると焼きも どしの影響によりCが軟鋼 から常に供給されているに もかわらず、硬さは加熱 時間とともに緩やかに低下 し500時間後にはHv300 まで低下した。母材軟鋼側 の硬さ変化は、SUS304爆着 クラッド鋼の場合と同様で あった。

加熱温度を700℃と高く すると、5%Cr-0.5%Mo溶接 金属部の硬さは5時間で焼 きもどされHv240まで低下 した。さらに、接合境界に 近接した位置では浸炭領域 であるにもかかわらず、 加熱によって硬さが低下し ており、焼きもどしの影響 を強く受けた。これは、後 で述べるようにフェライト 中でのC 拡散速度がSUS304 鋼に比べて、100倍程度速い ため接合境界部に凝集され にくいのと、SUS304鋼に比 ベCr量が少なく、Cr炭化 物の析出密度が小さいため と考えられる。









2. 6 SUS304鋼と軟鋼の接合境界面におけるC移動機構

この節ではSUS304爆着クラッド鋼を加熱することによって生じる合わせ材と 母材に含まれる各元素の拡散のうち、接合境界部の組織および硬さ変化に最も 影響をおよぼすと思われるCの拡散機構について考察した。

鋼の脱炭および浸炭現象は、Cの濃度勾配によって起こることはよく知られ ているが、合金成分が異なる材料間では、C濃度勾配に関係なく、あるいはC 濃度勾配とは逆の方向へのC拡散が起こることも報告されている²⁻¹⁶⁾。

Fig. 2-39は、700℃で10時間の熱処理を施したSUS304爆着クラッド鋼について、高周波プラズマ発光分光分析装置によって測定したC濃度分布を示す。

SUS304鋼側では、接合境界部に隣接した領域で2.2%の高いC濃度が測定され、接合境界から離れるにしたがってC濃度は急激に減少し、0.05cm以上離れるとSUS304鋼の初期C濃度である0.072%であった。一方、軟鋼側では、接合境界部近傍で0.011%とフェライトの固溶限である0.017%より低い値であり、このC濃度は接合境界部から離れるにしたがってほぼ直線的に増加し、0.17cm離れた位置で0.03%より0.21%に変化した。0.17cmの位置までが脱炭層の範囲であり、これ以上離れると軟鋼の平均C濃度を示した。このように接合境界部でUp-hill diffusion²⁻¹⁷⁾

が起こっていた。

C移動に関し、C移 動の駆動力が何である かを知る必要がある。 初めに、0.2%C軟 鋼は、700℃でのフェ ライト相のC固溶限を 次式²⁻¹⁸⁾より求める と0.017%Cとなり、 フェライトとFe₃C (6.67%C)が共存して いる状態にある。 logC = -2200/T + 0.50

[wt%] (2-6)

一方、オーステナイト



Fig. 2-39 Distribution of carbon concentration of SUS304 explosive clad steel exposed 10hr at 700℃

鋼においては、700℃におけるC固溶限は0.09%であり、オーステナイト鋼中 の0.072%Cはオーステナイト相に固溶しているものと考えられる。したがっ て、フェライト相およびオーステナイト相に固溶しているC濃度だけでは、 SUS304鋼の接合境界に2.2%の高いC濃度が生じることは説明できないと考えられる。

そこで、C拡散の駆動力を両鋼における炭素活量より考えた。

フェライト鋼の炭素活量 a ^eは次式²⁻¹⁹)より求めることができる。

 $a_{c}^{\alpha} = f C$ (2-7)

ここで、f は相乗係数、C は相対炭素量〔C wt%/Fe wt%, g/g〕であ り f は次式で与えられている。

 $f = q \times 1.07 \exp(4798.7/T) \cdot (1-19.6C)$ (2-8)

q = 1 + [%Si](0.15+0.033[%Si]) + (%Mn]0.0365 - [%Cr](0.13-0.0055[%Cr])

+[%Ni](0.03+0.00365[%Ni])-[%Mo](0.025+0.01[%Mo])-[%A1](0.03

+0.02[%A1])-[%Cu](0.016+0.0014[%Cu])-[%V](0.22-0.01[%V])

フェライト相の固溶限である0.017%Cについて求めるとa $c^{2}=3.5 \times 10^{-2}$ となる。

他方、Ni-Cr鋼の炭素活量については、NatesanとKassnerら²⁻²⁰がNi量 とCr量を種々に変化させた材料をCH₄/H₂雰囲気中で725℃~1050℃に加熱し活 量平衡状態より次式を導いている。

 $\ln a_{c}^{(Fe,Ni,Cr,C)} = 1 n(0.048[\%C]) + (0.525 - 300/T)(\%C) - 1.845 + 5100/T$

-(0.021-72.4/T)[%Ni]+(0.248-404/T)[%Cr]-(

 $0.\ 0102 - 9.\ 422/T) [Cr]^{2}$ (2-9)

SUS304鋼は、700℃においても相変態がないので、この式によって18%Cr-8%Ni-0.072%C鋼の炭素活量を求めるとa $i = 5.5 \times 10^{-3}$ となる。

この値は、固溶限のフェライト相の炭素活量に比べても小さい。したがって、 炭素活量すなわち熱力学的C濃度を考えると軟鋼の方がSUS304鋼より高くなり、 加熱したとき局部的な平衡を成り立たせるため、言い換えればCの活量勾配を 無くするため、Crより速く拡散しうるCは軟鋼からSUS304鋼へ拡散移動し、 再分布することになる。接合境界では炭素活量の変化は急激であるため、局部 的な平衡を得るにはC濃度もFig. 2-39に示したように急激に変化しなければな らない。即ち、異相界面でのC移動の駆動力は、両相の炭素活量差であると考 えられる。

加熱後、接合境界部のSUS304鋼における炭素活量は、2.2%のC濃度を式

(2-9)に代入して得られる値ではない。Fig. 2-15のX線回折に示したように、 接合境界部には軟鋼より拡散移動したCとCrが結合してCr₇C₃を生成してい る。したがって、Cr₇C₃中の炭素活量を知る必要がある。

Fig. 2-39は、700℃におけるRichardson²⁻¹²)が求めた鉄に1%Crと10%Cr を含有させたときの炭化物の炭素活量および100%Crの炭素活量をプロットし

-47-

たものである。この図より18%Cr における(1/3)Cr₇C₃および(1/6)Cr₂₃C₆炭化物の炭素活量を推定 すると、0.018と0.06となった。 接合境界部近傍の軟鋼の炭素活量 は加熱によってSiやMnの拡散が 起こらなければ測定したC濃度 0.011%の値を式(2-7)に入れる ことによって得られる。得られた 値は、0.017となり、この値は(1/3) Cr₇C₃の炭素活量に極めて近く、 接合境界部ではフェライト中で の炭素活量とCrrCa中での炭素 活量は、釣り合っており、また、 オーステナイト母地中の炭素活量 は、この温度での固溶限のC量ま





で増加することと、Cr炭化物の生成によりCr含有量が減少し、式(2-9)より 明らかなように炭素活量は増加し、Cr₇C₃中での炭素活量と釣り合っている ものと考えられる。

次に脱炭層および浸炭層幅を推定しうる式を導入してみた。

加熱t時間後、接合境界面における軟鋼脱炭層のC濃度は、SUS304鋼側で生 成するCr₇C₃の活量によ

って決まり、その濃度は 前述したように加熱温度 でのフェライトのC固溶 限より低い値である。

したがって、軟鋼側に はC濃度勾配が生じ、接 合境界面から離れた位置 より接合境界へ向かうC 拡散が起こる。そして、 Fig. 2-40に示すように接 合境界面における軟鋼脱 炭層のC濃度が、加熱時 間1時間以上であれば加熱



Fig. 2-41 Schematic diagram of carbon distribution in decarburized band

時間に関係なく一定であり、脱炭層内のC拡散がFickの第2法則にしたがうと 仮定すれば、加熱t時間(sec)後接合境界から距離x(cm)離れた軟鋼のC濃度 Cxは、純二元Fe-C系の浸炭および脱炭についてよく知られている次式²⁻²¹⁾ を使用しうる。

$$C_{x}-C_{0} = (C_{i}-C_{0})\left[1-e r f\left(\frac{x}{2\sqrt{D t}}\right)\right] \qquad (2-10)$$

Cx: 接合境界からx離れたC濃度

C^o: 拡散前の軟鋼のC濃度(フェライトの固溶C濃度)

C₁: 接合境界のC濃度

D : Cの拡散係数

実験で求めた脱炭層の幅Xは、パーライトが分解しフェライトに固溶する位置、すなわちC_x≒C₀の位置であり、これを式 (2-10)に代入すると

$$1 = e r f \left(\frac{x}{2\sqrt{D t}}\right)$$
(2-11)

となる。式(2-11)を満足する誤差関数 erf(y)のyの値をk とすれば

$$k = \frac{X}{2\sqrt{Dt}}$$
(2-12)

となる。これより脱炭層幅をXとすれば次式になる。

 $X^{2} = 4 k^{2} D t$ (2-13)

脱炭層の幅の二乗は、加熱温度が一定であれば拡散係数は一定であり、加熱時間に比例することになる。これはFig. 2-27に示した実験結果とも一致する。 一方、拡散係数は次式で与えられるように加熱温度の関数であるから

 $D = D_{o} \exp \left(-Q / R T\right)$ (2-14)

D_o:振動因子 (cm²/sec)

Q :活性化エネルギ (cal/mol)

R : ガス定数(1.98kcal/mol)

T : 絶対温度(K)

この式を式(2-13)に代入し、変形すると

$$X^{2}/t = 4 k^{2} D_{0} exp(-Q/RT)$$
 (2-15)

となり、4 k²D₀を定数Kとして両辺の対数をとると次式になる。

 $\log(X^{2}/t) = (\log K) - Q/2.3RT$ (2-16)

Fig. 2-41は、実験結果で得られた脱炭層幅の二乗を加熱時間 t で除した値の対数 $[\log(X^2/t)]$ を10³/Tに対してプロットしたものであり、ほぼ直線関係が成り立つ。そこで直線の勾配よりCの軟鋼中での拡散に必要な活性エネルギ(Q)を求めると、40800cal/molとなった。この値は α -Feで求められて

いる活性化エネルギ18000 cal/mol²⁻²²⁾の2倍程度大き な値であった。これは測定誤 差を考慮しても大きな値であ り、SUS304爆着クラッド鋼の 軟鋼中をCが拡散するには、 かなり大きい活性化エネルギ が必要であるといえる。

これは、転位などの格子欠 陥の少ないα-Feで求めた値 とは異なり、爆発溶接の際著 しい塑性加工を受けている接 合境界部の軟鋼では、転位や ボイドなどの格子欠陥密度が 著しく増加²⁻²³⁾するので、侵 入型原子であるCの拡散過程







Fig. 2-43 Comparison of calculated decarburized band and experimental decarburized band

で転位などの格子欠陥に固定されるために、C原子の易動度が減少する²⁻²⁴⁾ ことなどが考えられるが、本研究結果では十分に解明できなかった。

さらに、式(2-16)の(logK)の値をFig. 2-42から求めると2.5になり、脱炭層 の幅は次式で与えられる。

 $X^{2} = 316 \cdot t \cdot exp(-40786/RT)$ (2-17)

Fig. 2-43は、式(2-17)より求めた脱炭層幅と実測値を比較したものである。 脱炭層の狭い領域については実測値の方が多少高い値を示したが、ほぼ両者は 一致し、脱炭層内でのCの拡散は、Fickの第2法則にしたがっているようであ る。

浸炭層幅についても、加熱 温度が一定ではFig. 2-27と Fig. 2-28より浸炭層幅の二乗 は加熱時間に比例すること より、式(2-16)を満足するも のとみなし、 $[\log(X^2/t)]$ を10³/Tに対してプロット したものがFig. 2-43である。 なお、浸炭層幅については、 波状接合の山の部分から測定 した値と、谷の部分から測定し た値とが異なるため両者を示 した。SUS304鋼中でのCの拡 散の活性化エネルギを求める と谷については31500cal/mol、 山については37200cal/molと



Fig. 2-44 Log(X²/t) versus 1/T (SUS304 explosive clad steel, carburized band)

なり、谷で得られた活性化エネルギの方が山で得られた値より多少小さな値を 示した。これは、前述したように加熱時間が短時間の時、谷を囲んでいる軟鋼 からのC移動により谷における浸炭層幅が、山で測定した幅に比べて広くなっ たためであると考えられる。山で求めた活性化エネルギはPerkingsら²⁻²⁵⁾が SUS316鋼で求めた活性化エネルギ41000cal/molに近い値であった。

Fig. 2-43より定数(logK)を求めると谷と山に関する浸炭層幅は、それぞ れ式(2-18)と式(2-19)で与えられる。

 $X^{2} = 0.00316 \cdot t \cdot exp(-31500/R T)$ (2-18)

 $X^{2} = 0.00316 \cdot t \cdot exp(-37200/R T)$ (2-19)

Fig. 2-44は、山について計算値と実測値を比較したものである。浸炭層幅に

ついても実測値と計算値はほぼ一致した。

これらのことより、SUS304爆着クラッド鋼を500℃以上の高温で加熱によっ



Fig. 2-45 Comparison of calculated carburized band and experimental carburized band

て生じるC移動は、次のようにいうことができる。すなわち、SUS304鋼および 軟鋼脱炭層内のC拡散はFickの第2法則にしたがうが、接合境界のC濃度は、 フェライトとCr炭化物の炭素活量に依存した。

2.7 結言

SUS304爆着クラッド鋼の加熱による接合境界部の冶金的挙動を検討した。得られた結果を要約すると次の通りである。

1) 加熱によりCは、母材軟鋼から合わせ材SUS304鋼へ拡散移動し、接合境 界部の軟鋼には脱炭層とSUS304鋼には浸炭層を形成する。これらの層の幅は、 工業的には加熱温度と時間を含むパラメーターT(C+logt)で整理しうる。

2) 600℃で100時間以下の加熱では、浸炭層は $Cr_{23}C_{6}$ から成り、それ以上 では接合境界面近傍には $Cr_{7}C_{3}$ を主とする浸炭層と接合境界面から離れた位 置では $Cr_{23}C_{6}$ を主とする浸炭層から成っていた。

3) 接合境界近傍におけるSUS304鋼の硬さは、浸炭現象によりHv600まで上 昇した。一方、軟鋼脱炭層の硬さは、Hv110まで低下した。

-52-

4) C移動の駆動力として、一般にCの濃度勾配が考えられているが、 SUS304爆着クラッド鋼では、SUS304鋼と軟鋼におけるCの活量の差が駆動力と いう考えで説明できた。

参考文献

- 2-1) R. J. Christoffel, R. M. Curran:Carbon Migration in Welded Joints at Elevated Temperatures, W. J., Vol. 35(1956), No. 9, 457s-468s
- 2-2) J.F.Eckel:Diffusion Across Dissimilar Metal Joints, W.J., Vol. 43 (1964), No. 4, 170s-178s
- 2-3) 根本,佐々木,幡谷:異種金属溶接部の炭素の移動,溶接学会誌, Vol. 32 (962), No. 3, 205-212
- 2-4) B. Crossland: Explosive Welding of Metals and Its Application, Clarendon press(1982), 10-27
- 2-5) M. Watanabe, Z. Murakami, I. Fukuyama, Y. Mukai: The Effect of Bonded Condition on the Wave Mode Formed at Explosive Bonded Interfaces, Proc. Conf. on Advances in Welding Processes(1970), 173-182
- 2-6) G. R. Cowan, O. R. Bergmann, A. H. Holtzman; Mechanism of Zone Wave Formation in Explosive-Clad Metals, Met. Trans., Vol. 2(1971), No. 11, 3145-3155
- 2-7) J. F. Kowalick, D. R. Hay: A Mechanism of Explosive Bonding, Met. Trans.,
 Vol. 2(1971), No. 11, 1953-1958
- 2-8) 恩沢,石井:爆発圧接境界の波形成に関する研究,溶接学会誌, Vol. 41 (1972), No. 4, 446-455
- 2-9) B. Cina: The Metastability of Austenite in 18/8 Cr-Ni Alloy, J. Iron and Steel Inst., Vol. 189(1955), No. 3, 230-239
- 2-10) Powder Diffraction File, Inorganic, JCPDS(1972), 11-550, 14-407
- 2-11) 新版材料編:鉄鋼Ⅱ,日本金属学会(1965),97
- 2-12) F. D. Richardson: The Thermodynamic of Metallurgical Carbides and of Carbon in Iron, J. Iron Steel Inst., Vol. 175(1953), No. 9, 33-51
- 2-13) J. H. Hollmon, L. D. Jaffe: Time-Temperature Relations in Tempering Steel, Trans. A. I. M. E, Vol. 162(1945), No2, 223-249
- 2-14) F. R. Larson, J. Miller: A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses, Trans. ASME, Vol. 74(1952), No. 7, 765-775
- 2-15) 今井, 増本: オーステナイト系耐熱合金に現れる析出相およびその役割 (1), 日本金属学会誌, Vol. 6(1962), No. 1, 415

- 2-16) L. S. Darken: Diffusion of Carbon in Austenite with a Discontinuity in Composition, Trans. AIME, Vol. 180(1949), No. 10, 430-438
- 2-17) B. Million: A Modified Quasistationary Model of Uphill Diffusion of Interstitial Atoms, Metallunkde, Bd. 74(1983), H2, 105-110
- 2-18) 日本鉄鋼協会編,鉄鋼便覧,基礎編,丸善(1981),592
- 2-19) 日本鉄鋼協会編,鉄鋼便覧,基礎編,丸善(1981),601
- 2-20) K. Natesan, T. F. Kassner: Thermodynamics of Carbon in Nickel, Iron-Nickel and Iron-Chromium-Nickel Alloys, Met. Trans., Vol. 4(1973), No. 11, 2557-2566
- 2-21) 平野:合金中の拡散(II),日本金属学会報、Vol.1(1969), No. 7, 35-43
- 2-22) 邦武:鉄および鋼中の炭素の拡散,日本金属学会誌, Vol. 9(1965), No. 3, 466-476
- 2-23)山下,恩沢,石井:爆発圧接のミクロ組織の透過電子顕微鏡による観察(第 1報),溶接学会誌, Vol. 12(1973). No. 6, 518-525
- 2-24) 日本金属学会編:転位論の金属への応用,丸善(1957),280-284
- 2-25) R. A. Perkings, P. T. Carlson: The Volume Diffusion of Carbon in Fe-17
 Wt Pct Cr-12Wt Pct Ni, Met. Trans., Vol. 5(1974), No. 6, 1511-1514

第3章 アルミニウム爆着クラッド鋼

の加熱による組織変化

3.1 緒言

アルミニウム爆着クラッド鋼は、アルミニウムの電気および熱の良導性や銅 に比べ単価が安い特徴をいかし各種電解工業用ブスバー、アルミ製錬工業用ブ スバー、電気接点および変圧器部品等に使用されつつある。

このうちでも、アルミニウム製造プラントの電極部におけるアルミニウムと 鋼のブスバー接続は、従来ボルト締めなどの方法がとられてきたが、その接触 抵抗が240μΩ/cm²と高いことが難点であった。しかし、アルミニウム爆着ク ラッド鋼をトランジションジョイントして使用することにより、接触抵抗は $0.2 \mu \Omega / cm^2$ まで低くなり、最近ではアルミニウム爆着クラッド鋼に取り変わ りつつある。そして、アルミニウム爆着クラッド鋼がブスバー接続部に使用さ れた場合、その接合境界部の温度は、アルミニウム製造時における操業温度が 900℃~1000℃であるため、200℃以上になると報告されている³⁻¹⁾。このよう な温度にアルミニウム爆着クラッド鋼の接合境界がさらされても、SUS304爆着 クラッド鋼のようにCが拡散移動し接合境界部の組織変化をきたすことはない。 しかし、FeとA1のように相互に固溶範囲が限られた金属を接合させ、高温で 使用するとFeとA1の拡散により接合境界に金属間化合物が生成し、接合境界 部の強度低下をきたす懸念がある。このようなFeとAlの金属間化合物の生成 に関して多くの研究が行われている3-2)~3-5)が、主として溶融アルミニウム と鋼との金属間化合物でありFe₂A1₅の生成と成長に関するものに限られいる。 そして、その温度も800℃以上を対象としており、アルミニウムが固相状態で の拡散挙動を取り扱った報告はない。

一方、アルミニウム爆着クラッド鋼については、爆発溶接時に形成される溶 融層についての報告^{3-6) 3-7)}がなされているが、ブスバー接続部のような遷移 継手として高温で使用された場合、接合境界部に生じる金属間化合物の生成と 成長に関しては不明な点が多い。

本章では、アルミニウム爆着クラッド鋼をアルミニウムが固相温度範囲内で ある400℃~600℃の温度範囲で1時間~500時間の加熱処理を行い、生成した金 属間化合物の同定と、その金属間化合物の成長の加熱温度、時間依存性を明ら かにした。

3.2 供試材料と実験方法

供試材料は、第2章と同様な方法で板厚20mmの母材軟鋼板上に13mmの工業用

- 55-

純アルミニウムを爆発溶接した爆着クラッド鋼であり、Table 3-1に供試アル ミニウムと軟鋼の化学組成を示す。

	С	Si	Mn	Р	S	A1
Carbon steel	0.20	0.23	0.88	0.019	0.021	
Aluminium		0.02				<99.63

Table 3-1 Chemical composition of materials(wt%)

供試材料より40mm×40mm×33mmの試験片を採取し、これらの試験片に加熱温 度400℃、450℃、500℃および600℃で、1時間、5時間、10時間、50時間、100 時間および500時間の加熱処理を行った。加熱処理後空冷し、爆発溶接方向と 平行な断面を研磨した後、光学顕微鏡にて接合境界部の組織観察と金属間化合 物の幅測定を行い、硬さ測定はビッカース硬度計にて行った。

加熱にともなう接合境界部近傍の定性的な濃度分布は、X線マイクロアナラ イザの線分析により得た。また定量的な濃度値は、X線マイクロアナライザの 点分析によって得られた特性X線強度をPhilibertの質量吸収効果とBishop、 Springの原子番号効果の補正³⁻⁸⁾した後の値とした。拡散によって生成した金 属間化合物の同定については、接合部を機械的に剥離し、剥離面についてX線 回折を行い、回折パターンのピークとASTMカードとの比較により行った。







3.3 加熱にともなう組織変化

Fig. 3-1は、アルミニウム爆着クラッド鋼の爆発溶接のままの接合境界部の 光学顕微鏡写真とスケッチ図を示したものである。

接合境界面は、顕微鏡組織的にみて接合境界面にFeとA1の金属間化合物が みられず軟鋼とアルミニウムが直接接合していると考えられる領域(以下、平 滑接合部と記す)と巻き込み部から成っている。また、巻き込み部については



As explosive clad







100hr



Fig. 3-2 Microstructures of bonded interface of aluminium explosive clad steel exposed various times at 400°C

軟鋼に囲まれている領域(以下、内側の巻き込み部と記す)とアルミニウム側 に存在するが、腐食程度の異なる領域(以下、外の巻き込み部と記す)が認め られる。とくに内側の巻き込み部には割れが発生しており、硬くて脆い合金で あることがわかる。

そして、爆発溶接条件(爆薬量、Stand off)や母材軟鋼と合わせ材アルミニウムの密度、硬度、降伏強さなどが軟鋼とSUS304鋼の組み合わせの場合より



As explosive clad





Fig. 3-3 Microstructures of bonded interface of aluminium explosive clad steel exposed various times at 500°C

大きく異なっているため、波状界面の波長、波高とも著しく大きく、また、巻き込み部もSUS304爆着クラッド鋼に比べ大きいことが認められた。爆発溶接の ままでの接合境界部近傍の軟鋼の結晶粒は、爆発溶接時に受ける著しい塑性変 形によりSUS304爆着クラッド鋼の場合と同様に流動した組織を呈していた。

このような接合境界面を有するアルミニウム爆着クラッド鋼の加熱による接 合境界部の組織変化のうち、まず平滑な接合部について検討した。

Fig. 3-2は、加熱温度400℃の加熱による接合境界の組織変化を示すもので、 顕微鏡組織的にみると1時間の加熱によって軟鋼組織は、爆発溶接のままと顕 著な変化がないようである。しかし、10時間の加熱により母材軟鋼および合わ せ材アルミニウムとは異なった層(以下、この層を金属間化合物と記す)が、接 合境界面に沿って不均一に生成しているのが認められた。さらに、加熱時間を 100時間と長くすると、この金属間化合物層は接合境界全面にみられるように

なるが、金属間化合 物の成長は位置によっ て異なっていた。そし て、Fig. 3-3に示すよ うに加熱温度を500℃ にすると、1時間後すで に10µm~20µmの幅に成 長した金属間化合物が接 合境界全面にみられた。 そして、10時間後には 30 μ m 程度まで成長する が、それ以上加熱時間 を増すと、金属間化合物 の成長は、400℃の加熱 と同様に、加熱初期のよ うに顕著に成長しない 位置と、50μm程度まで 成長する位置が存在し、 位置による成長速度の違 いがみられた。一方、 500℃になると軟鋼側の 塑性流動域においてフェ ライトが、再結晶し微細



Fig. 3-4 Aluminium-iron phase diagram

化するようである。

以下、接合境界面に生成す る金属間化合物について検討 した。

Fig. 3-4はFe-A1系状態 図³⁻⁹、を示す。この状態図よ り加熱によって金属間化合物 に存在すると予想される相は、 Feに富む固溶体(α Fe)、 Fe₃A1、 α_2 (FeA1)相、ζ (FeA1₂)相、 η (Fe₂A1₅) 相、 θ (FeA1₃)相およびA1 に富む固溶体(A1)であり、

Table 3-2 は、平衡状態で常

Table 3-2 Standard phases appeared in Fe-Al phase diagram

Fe concentration (wt%)	Phase			
0~38.6	Al, FeAl ₃			
38. 6~42. 7	FeAl ₃			
42.7~44.3	FeAl3, Fe2Al5			
44. 3~48. 0	Fe2Al5			
48.0~50.5	Fe2Al5, FeAl2			
50.5~67.0	FeAl ₂ , Fe-Al			
67.0~100	Fe-Al			

温においてFe濃度に対して出現する相を記した。

鋼の溶融アルミニウムメッキの際、溶融アルミニウムと鋼との反応によって 生成する金属間化合物は、鋼から溶融アルミニウムへかけてFeに富む固溶体 (α Fe)、 η (Fe₂A1₅)相そして θ (FeA1₈)相の順で存在していることが知ら れている³⁻⁴)。しかし、固相間の拡散によって生成する金属間化合物について は、知られていない。

まず金属間化合物を顕微鏡組織的に検討した。Fig. 3-5は、3%硝酸アルコー ル溶液でエッチングした後2%フッ酸水溶液でエッチングした金属間化合物の 顕微鏡組織である。2%フッ酸水溶液でエッチングを施すとα相は着色せず、 ζ相は赤褐色、η相は橙、紫色そしてθ相は淡青色を示すことが報告³⁻¹⁰⁾さ れている。

爆発溶接のまま(Fig. 3-5-(a))の接合境界面は、金属間化合物はみられない。 400℃で50時間(Fig. 3-5-(b))の加熱によって、約20 μ mと比較的成長した金属間 化合物と軟鋼との界面は、比較的平坦であり鋼板へ溶融アルミニウムメッキを 施した場合のような η (Fe₂A1₅)相の生成にともなう舌状組織はみられず、そ の色も淡青色を示し、生成した金属間化合物は θ (FeA1₃)相と考えられる。

500℃の加熱では、500℃に温度上昇させ保持することなく冷却した場合(Fig. 3-5-(c))にも、すでに1 μ m程度の金属間化合物が接合境界面に生成してい た。1時間保持後には、10 μ m~15 μ m程度まで成長し、50時間後には30 μ m程度ま で成長していたが、その組織は400℃の加熱と同様に θ (FeA1₃)相のみと考え られる。しかし、50時間後には θ (FeA1₃)相のアルミニウム側には割れが

- 60

(Fig. 3-5-(d))生じていた。

600℃の加熱((Fig. 3-5-(g))では600℃以下の加熱とは異なり、金属間化合物 と軟鋼の間には矢印で示すように着色されない層がみられた。この層は、 α F e相と考えられるが、その幅が狭いためX線マイクロアナライザによって も明らかにできなかった。しかし、 α F e相を除く金属間化合物内は一相であ り、 η (F e₂A 1₅)と考えられる相はみられないようである。



(a) As explosive clad



(b) Exposed 50hr at 400℃



(c) Exposed Ohr at 500°C



(d) Exposed 50hr at 500°C





- (e) Exposed 10hr at 600°C
- Fig. 3-5 Microstructures of bonded interface of aluminium explosive clad steel

次に硬さより検討した。Fig. 3-6は、爆発溶接のままと加熱温度400℃、500 ℃および600℃で50時間加熱した場合の接合境界近傍の硬さ分布を示す。軟鋼 の硬さは、400℃で500時間の加熱によって変化せず、爆発溶接のままと同様に Hv250程度の値を示した。しかし、加熱温度を500℃、600℃と上昇させると軟 鋼は軟化し、その硬さも約Hv200、Hv150と低下した。アルミニウムの硬さは、 400℃ですでに軟化し、爆発溶接のままのHv50に比べ約Hv25まで低下してい

た。軟鋼とアルミニウムに 挟まれた金属間化合物の幅 は、加熱温度の上昇にとも なって広くなるが、その硬 さはHv740~Hv820であり、 この値はアルミニウムの Hv28や軟鋼のHv250に比 べ著しく高い値であった。 そして、生成した金属間化 合物の硬さは、加熱温度や 時間によってほとんど変化 せず、ほぼ一定の値を示し た。西田ら3-10)によれば、 η (Fe₂Al₅)相の硬さは Hv870~Hv1020, 7 (Fe_2Al_5) 相と θ (FeAl_3) 相が共存する相ではHv670 ~Hv870、そして、θ(FeAla)相はHv670~Hv 780であると報告しており、 この結果と比較すると本研 究で生成した金属間化合物 の硬さは、 η (Fe₂Al₅)相 とθ(FeA1₃)相の共存な いしは θ (FeA1₃)相の硬 さを示している。

さらに金属間化合物の組 成を検討するためにX線マ イクロアナライザにて線分



bonded interface in aluminium explosive clad steel exposed 50hr at various temperatures

-62-



Fig. 3-7 X-ray scanning image and line analysis profiles of aluminium explosive clad steel interface(as explosive clad)







Fig. 3-9 X-ray scanning image and line analysis profiles of aluminium explosive clad steel interface(exposed 100hr at 600°C)

析および点分析を行った。Fig. 3-7-(a)は、比較のため分析を行った爆発溶接 のままの試料において、巻き込みのない平滑な接合境界部の電子反射線像と A1K a, FeK a線像を示したものであり、Fig. 3-7-(b)はFig. 3-7-(a)の矢印の 位置を線分析したものである。FeとA1の濃度分布曲線は、接合境界面におい て急激に遷移しており、加熱によって生じる金属間化合物がみられず、金属同 士の固相接合であると考えられる。

このような接合境界になるのは、爆発溶接が、爆薬のもつ強力なエネルギを 利用して、合わせ材を母材に衝突させ、衝突点から発生するジェットにより 被接合面を覆っている酸化物、窒化物、吸着ガスなどで構成された表面層を衝 突点前方へ噴出させ、衝突点には清浄な金属同士が瞬時に原子間引力距離まで 接近させられることによって接合される固相接合であり、また、接合境界の非 常に狭い領域は、合わせ材が母材と衝突する際に発生するエネルギにより温度 上昇するが、その領域に接している加熱領域に比べ相対的に質量が大きい合わ せ材および母材により、10⁵K/secのオーダーの非常に速い速度で冷却³⁻¹¹)さ れるため接合境界面を通しての元素の相互拡散が起こらないためである。

Fig. 3-8-(a)とFig. 3-9-(a)は、500℃で100時間および600℃で100時間加熱後

の接合境界部の反射電子線像およびA1Ka、FeKa線像であり、(b)図は(a)図の矢印の位置の濃度分布曲線とそれに対応する顕微鏡組織を示す。

これらより明らかなように、加熱によってFeとA1の接合境界にはFeとA1 の均一組成の層を形成する。この層の特性X線強度と母材軟鋼および合わせ材 アルミニウムの特性X線強度との比は、500℃および600℃ともFeで35%、A1 で45%であり、この比は加熱温度や時間を変化させても、ほとんど変化しなかっ た。この金属間化合物内を点分析し、補正後の組成は59.1wt%A1、40.9wt%Fe であった。したがって、この層は、顕微鏡組織観察、硬さ測定および組成分析 から推定するとFeA1₃(38.6wt%Fe~42.7wt%Fe)と思われる。なお、後述す るようにX線回折の結果でも、 θ (FeA1₃)相の存在を確認している。

次に巻き込み部の組成が加熱によって変化するかどうかを検討した。 Fig. 3-10は、爆発溶接のままの巻き込み部の顕微鏡写真である。



Fig. 3-10 18-point matrix used quantitative analysis(as explosive clad)

Table 3-3 Results of quantitative analysis(wt%) point-by-point as shown in fig. 3-10

Location	Point	A1	Fe	Phase	Location	Point	A1	Fe	Phase
Aluminium	1	100.0	-	A1 .	Outside	11	68.6	32.0	FeAl ₃ +Al
	10	99.9	-	Al	vortex(b)	12	68.3	32.0	FeAl ₃ +Al
	18	100.0		Al		13	59.6	38.7	FeAl ₃
Carbon steel	3	-	99.9	Fe		14	41.9	57.6	FeAl+FeAl ₂
	7	-	99.9	Fe		15	56.9	41.9	FeAl ₃
	9	-	99.9	Fe		16	69.1	28.0	FeAl ₃ +Al
Inside	4	44.5	56.2	FeAl+FeAl ₂		17	69.1	37.8	FeAl ₃ +Al
vortex(a)	5	46.5	57.8	FeAl+FeAl ₂	Outside	2	49.9	51.1	FeAl+FeAl,
	6	42.6	57.8	FeAl+FeAl ₂	<pre>vortex(c)</pre>				
	8	40.8	56.2	FeAl+FeAl 2					

3%硝酸アルコール溶液でエッチングを施すと、Fig. 3-1に示したように軟鋼 によって巻き込まれた内側の巻き込み部(Fig. 3-10(a))の他に外側の巻き込み 部(Fig. 3-10(b)、(c))がみられた。顕微鏡的には均一な層として観察されるこ れらの巻き込み部の組成を定量分析するために点分析を行った。Fig. 3-10に示 す番号は、その分析位置を示したものであり、その組成値および推定される相 をTable 3-3に示した。

福井ら³⁻¹²)は、X線マイクロアナライザを用いて、このような巻き込み部 の組成を検討した結果、その平均組成は、71wt%A1、29wt%FeでありαA1と θ (FeA1₃)相の共晶であると報告している。また、石井ら³⁻⁶)は、巻き込み 部の組成が61wt%Fe~64wt%Feであり、X線回折の結果、 η (Fe₂A1₅)相およ び θ (FeA1₃)相の両方あるいはどちらか一方が存在していると述べており、 Prüemmer³⁻⁷)は、 θ (FeA1₃)相、 η (Fe₂A1₅)相、 ζ (FeA1₂)相などの金属



Fig. 3-11 18-point matrix used quantitative analysis(exposed 100hr at 550°C)

Table 3-4 Results of quantitative analysis(wt%) point-by-point as shown in fig. 3-11

Location	Point	A1	Fe	Phase	Location	Point	Al	Fe	Phase
Aluminium	7	99.9	-	A1	Inside	4	50.8	49.2	Fe ₂ Al ₅
Carbon steel	1	-	100.0	Fe	vortex	5	54.4	46.1	Fe ₂ Al ₅
	3	-	99.8	Fe		11	50.8	47.8	Fe ₂ Al ₅
	14	-	99.9	Fe	Outside	6	52.2	46.9	Fe ₂ Al ₅
Inside	2	51.1	49.3	Fe ₂ Al ₅ +FeAl ₂	vortex	8	52.3	46.9	Fe ₂ Al ₅
vortex	12	48.7	51.8	FeAl ₂ +FeAl		9	56.1	44.0	$FeAl_3 + Fe_2Al_5$
	13	49.8	49.7	Fe ₂ Al ₅ +FeAl ₂	4.	10	54.1	46.1	Fe ₂ Al ₅

間化合物が存在する であろうと述べてい る。このように、爆 発溶接によって生成 する巻き込み部の組 成については、多く の研究報告がなされ てきたが、それらの 結果は必ずしも一致 していないようであ る。本分析結果によ ると、巻き込み部の 組成は、59.2wt%Fe ~21.4wt%Feであり、 3%硝酸アルコール 溶液のエッチングに より顕微鏡的には均 一な層と観察されて も、その組成は非常 に不均一である。し かし、これを分析位 置から検討すると、 内側の巻き込み部(4、 5、6、8)は、 59.2wt% Fe~53. 5wt%Feと 比較的均一な組成で $s_0, \zeta(FeA_1)$ 相とa₂(FeAl)相 が共存しているもの と思われる。これに 対して、外側の巻き 込み部(11、12、13、15、 16、17)の組成は、 43. 1wt% F $e \sim 21$. 4wt %Feであり、前者に



Fig. 3-12 X-ray diffraction patterns of aluminium explosive clad steel(exposed 10hr at 500°C)
比べてより多くの A1を含有している 傾向がある。したがっ て、この部分には θ (FeA1₃)相が存在 しており、福井ら³⁻⁷⁾ が報告したように α AlとFeAl_aが共 存していることも考 えられる。このよう に、内側の巻き込み 部は外側の巻き込み 部に比べてFeをよ り多く含有し、反対 に外側の巻き込み部 は内側の巻き込み部 に比べてA1をより 多く含有する傾向が みられた。

Fig. 3-11は、550 ℃で100時間の加熱 処理を施した後の巻 き込み部の顕微鏡写 真であり、Table 3-4は、Fig. 3-11に数 字で示した位置での 分析結果を示す。

軟鋼に囲まれた狭 い巻き込み部(2、12、 13)ではη(Fe₂Al₅) 相とθ(FeAl₃)相 が共存しており、そ れ以外の位置では組 成は44.0wt%Fe~ 51.8wt%Feとが比較



Fig. 3-13 X-ray diffraction patterns of aluminium explosive clad steel(exposed 100hr at 600°C)

-68-

的均一な組成であり、組成から推定してその相は η (F e₂A 1₅)相であり、加熱 により内側巻き込み部は ζ (F eA 1₂)相と α_2 (F eA 1)相が共存する相から η (F e₂A 1₅)相が主体の比較的均一な組成に変化するようである。

このことを確認するために、500℃で10時間および600℃で100時間加熱した 後、アルミニウム爆着クラッド鋼の境界部を機械的に剥離させ、母材軟鋼側の 剥離面(a)と合わせ材側アルミニウム側の剥離面(b)についてX線回折し、回折 線図とASTMカード³⁻¹³⁾と比較した。Fig. 3-12とFig. 3-13は、その結果を示す。 なお、各剥離面を顕微鏡観察した結果、軟鋼側剥離面には多くの巻き込み部と 加熱によって生成した金属間化合物が存在し、アルミニウム側剥離面には主と して金属間化合物が存在し、巻き込み部は少量しか存在しなかった。

アルミニウム側剥離面のX線回折線図(Fig. 3-12-(b)、Fig. 3-13-(b))には母 地であるA1の強いピーク以外にFeA1₃のピークもみられた。したがって、加 熱によって生成した金属間化合物は、X線回折結果と前述の顕微鏡観察、硬さ および濃度を考慮すると、 θ (FeA1₃)相であると考えられる。一方、母材軟 鋼側剥離面のX線回折線図(Fig. 3-12-(a)、Fig. 3-13-(a))には、母地Feのピ ークとともにFe₂A1₅の強いピークが存在し、加熱後の巻き込み部には多量の η (Fe₂A1₅)相が存在していると考えられる。またFeA1₃のピークもみられ たが、このピークは主として金属間化合物からの回折強度と思われる。しかし、 巻き込み部にも θ (FeA1₃)相が存在する可能性もあるが、加熱後の巻き込み 部は η (Fe₂A1₅)相が主体であると考えられる。

3.4 金属間化合物の加熱温度と時間依存性

Fig. 3-14は、本研究で得られた金属間化合物の幅(光学顕微鏡的に観察される金属間化合物の幅は、前述したように測定位置によって大きく異なるので、20箇所の平均値を採用した)と加熱時間の平方根√Tとの関係を示したものである。

各加熱温度とも金属間化合物の幅は加熱時間√Tに対して増加している。500 ℃と600℃の加熱では、加熱初期における金属間化合物の成長は速く、加熱時 間が10時間以上になると緩慢になる。加熱時間が10時間以上で成長速度が測定 位置によって異なる理由として、Fig. 3-5-(e)に示したように金属間化合物内 に割れが発生し、また加熱温度600℃ではFig. 3-15に示すように α Feと FeA 1 aとの間に割れが生じるためではないかと考えられる。そこで、10時間 以上の加熱で、このような割れが発生せず、成長した金属間化合物について整 理するとFig. 3-16に示すように、金属間化合物の幅は、加熱時間√Tに対して ほぼ直線的に増加し、放物線則にしたがって成長している。500℃および600℃

-69-

の加熱については、 それらの直線は原点 を通らず加熱する前 に、すでに拡散層が 10μm~20μm存在して いたように成長して いる。

しかし、Fig. 3-2お 10 よびFig. 3-5-(a) に 示したように爆発溶 接のままでは、その ように成長した金属 間化合物が形成され ていないのは明らかである。これは、 爆発溶接によって接合境界近傍は、 軟鋼およびアルミニウムとも著しく 塑性変形し、その領域は転位密度が 増加することが報告されている3-14)。 一方、塑性加工で導入された格子欠 陥や転位によって拡散速度が促進さ れることが知られている³⁻¹⁵⁾³⁻¹⁶⁾。 したがって、軟鋼の再結晶温度であ

る500℃以上で、爆発溶接によって導入された転位や、格子欠陥により加熱 初期にFeとA1の拡散が促進された ためと推定される。

Fig. 3-17は、Fig. 3-16で得られた金 属間化合物についてもLarson-Miller のパラメーターPで整理したものであ る。なお、定数Cの値は10であった。 実験点は加熱温度および時間に関係 なくほぼ一本の直線にのり、金属間



Fig. 3-14 Effect of heating time on growth of FeAl₃ phase





化合物の幅と加熱温度および時間の関係にもLarson-Millerのパラメーターが 適用できるようである。

アルミニウム爆着クラッド鋼は、緒言でも述べたように一般に500℃以上で





使用されることはなく、むし ろ300℃以下である。したがっ て、一般の使用環境下では、 FeとAlの拡散による脆い金 属間化合物を問題にする必要 はないと考えられる。しかし、 溶接施工時あるいは操業中で 加熱により接合境界部の温度 が500℃以上にさらされると、 Fig. 3-5-(c)に示したように 短時間で金属間化合物が接合 境界全面に生成され、接合境 界部の強度低下を起こす懸念 もある。Fig. 3-18は、300℃で 150時間と500時間および500℃ で1時間加熱した試料について





剥離試験を行い、その結果を示したものである。図中には馬場³⁻¹⁷⁾の剥離試験 結果も示す。300℃の加熱では、500時間保持してもその剥離強度は5kg/m²以 上であったが、500℃では1時間の加熱後、すでに3kg/m²の値にまで低下して

-71-



Fig. 3-18 Effect of heat treatment on ram tensile strength

いた。馬場の試験結果でも450℃で1時間程度の加熱では、強度低下はみられないが100時間にすると4kg/mm²程度にまで低下する。そして、500℃以上の加熱では、30分後にすでに3kg/mm²以下にまで低下していた。したがって、500℃以上の加熱であれば、短時間でも接合境界部の強度が著しく低下することが明らかとなった。

3.5 結言

アルミニウム爆着クラッド鋼の加熱による接合境界部の冶金的挙動を検討し た。得られた結果を要約すると次の通りである。

1) 加熱によって接合境界に生成する金属間化合物は、加熱温度500℃以下 では59.1wt%Fe、40.9wt%A1の組成で、Hv700~Hv800の硬さを示す θ (FeA1₃)相であったが、600℃では θ (FeA1₃)相と軟鋼の間に α Feも認めら れた。

2) θ相の成長は、加熱温度400°C、450°Cではほぼ放物線則にしたがって成 長するが、500°C以上の加熱では加熱初期において異常な速さで成長し1時間程 度の加熱によって、接合部全面に10μm~20μmの成長した金属間化合物がみられ た。10時間以上の加熱においてはほぼ放物線則にしたがって成長した。

3) θ相の幅は、工業的にはLarson-Miller法で整理しうる。

4) 爆発溶接のままの巻き込み部は、単一相ではなく、 η (Fe₂A1₅)相、 θ

-72-

(FeA1₃)相、 ζ (FeA1₂)相、 α_2 (FeA1)相および α A1が共存している。 しかし、加熱により一部(Fe₂A1₅+FeA1₂)相も存在したが、ほとんど η (Fe₂A1₅)相に変化した。

参考文献

- 3-1) F. R. Baysinger: Welding Aluminium to Steel Using Transition Insert Pieces, W. J., Vol. 48(1969), No. 2, 95-101
- 3-2) 西田,山本,永田: F e中へのA 1蒸気拡散に関する研究,日本金属学会誌, Vol. 34(1970), No. 4, 591-596
- 3-3) 平野, 菱沼: Fe-Al合金α固溶体の相互拡散, 日本金属学会誌, Vol. 32 (1968), No. 6, 516-521
- 3-4) 上田,新家:鉄合金と溶融A1との反応によって生成する合金層について, 日本金属学会誌, Vol. 42(1978), No. 6, 543-549
- 3-5) 上田,新家,佐野:鉄合金と溶融A1浴中への溶解現象,日本金属学会誌, Vol. 42(1978), No. 6, 549-555
- 3-6) 石井, 恩沢, 生沼, 村越:爆発圧接境界の溶融層の研究(第1報), 溶接学会誌, Vol. 38(1969) No. 6, 601-607
- 3-7) R. Prüemmer: Werkstoffveränderungen und Eigenspannungsaufbau auf Grund einer Explosivschweißung zwischen AlZnMg1 und St 37 Metallkunde, Bd. 63(1972), H. 5, 221-225
- 3-8) 内山,渡辺,紀本:X線マイクロアナライザ,日刊工業新聞社(1972), 128-184
- 3-9) Hansen: Constitution of Binary Alloys, MaGraw-Hill(1958), 90
- 3-10) 西田,成田: Feおよび Fe-Al合金間の相互拡散に伴う現象, 日本金属学会誌, Vol. 35(1971), No. 3, 269-276
- 3-11) T.Z. Blazynski:Explosive Welding, Forming and Compaction, Applied Science Publishers(1983), 193
- 3-12) 福井, 難波, 杉山: アルミニウムと異種金属の爆発圧接材のTransition Pieceへの適用性について, 溶接学会誌, Vol. 39(1970), No. 12, 1315-1351
- 3-13) Powder Diffraction File, Inorganic, JCPDS(1972), 33-19, 33-20, 29-43,
 6-695
- 3-14)山下,恩沢,石井:爆発圧接のミクロ組織の透過電子顕微鏡による観察(第 1報),溶接学会誌, Vol. 42(1973), No. 6, 518-525
- 3-15) T.Z. Blazynski:Explosive Welding, Forming and Compaction, Chapter3, Applied Science Publishers(1983), 83-118

- 3-16) 日本金属学会編:転位論の金属学への応用,丸善(1957),262
- 3-17) 馬場:爆発圧着によるTransition Joints について(その2)高温用 Transition Joints,メタルと火薬, No. 9(1970), 37-48

-74-

第4章 チタン爆着クラッド鋼の加熱 による組織変化

4.1 緒言

石油ショック以来原油価格の高騰の影響を受け、各種化学プラント機器はよ り効率よく製品を製造する必要に迫られ、そのため苛酷な使用条件を要求され つつある。そこで、一部の腐食環境を除き金に匹敵する耐食性を有し、特に高 濃度の塩素イオン含有環境下で割れの心配のないチタンが注目され、肥料工業 の合成塔、石油精製、石油化学工業の精留塔や熱交換器等に使用されている。 しかし、チタンは高価な金属でありチタン単体として使用されることは少なく、 クラッド鋼として利用されることが多い。そして、現在チタンクラッド鋼は中 間金属材を挿入した圧延法とチタンと軟鋼を直接接合させる爆発溶接法により 製造されているが、圧延クラッド鋼の接合剪断強さ15kg/mm²に比べ爆着クラッ ド鋼のそれは40kg/mm²と高く⁴⁻¹⁾、爆着クラッド鋼へ移行しつつある。

チタン爆着クラッド鋼の使用温度は、チタンの酸化、窒化による耐食性の劣 化を考慮して500℃以下であるが、鏡板等への冷間加工後の熱処理としては525 ℃で3時間の処理が行われる。また、熱間加工温度としては700℃~800℃であ り、これらの加熱により剪断強さの低下が認められている⁴⁻²¹。しかし、チタ ン爆着クラッド鋼の使用時および熱間加工時における接合境界部の強度変化に 最も影響をおよぼすと思われる組織変化を系統的に取り扱った報告はない。

本章では500℃~750℃で1時間~500時間の加熱処理を施したチタン爆着クラッ ド鋼について、その接合境界の組織と組成変化を調査し、組織変化の加熱温度、 時間依存性を明らかにした。

4.2 供試材料と実験方法

供試材料は、板厚20mmの軟鋼板上に板厚3mmの工業用純チタンを爆発溶接さ せた爆着クラッド鋼である。Table 4-1は、供試軟鋼およびチタンの化学組成 を示す。

SUS304爆着クラッド鋼と同様な形状・寸法の試験片にて500℃、550℃、600 ℃、650℃、700℃および750℃の加熱温度で5時間、10時間、50時間、100時間

	C	Si	Mn	Р	S	Ti
Carbon steel	0.12	0.20	0.99	0.012	0.019	1
Titanium	0.01					Bal.

Table 4-1 Chemical composition of materials(wt%)

および500時間の加熱処理を施した。なお、700℃と750℃で10時間以上の加熱 については、酸化の影響を少なくするため、試験片を石英管に真空封入し加熱 した。加熱後の光学顕微鏡組織観察、硬さの測定、接合境界部における元素濃 度の測定および接合境界部の生成物の同定は、アルミニウム爆着クラッド鋼と 同様に行った。

4.3 軟鋼側脱炭層の加熱温度と時間依存性

Fig. 4-1~Fig. 4-3は、500℃、550℃および600℃の各加熱温度で5時間、10時間および100時間加熱した後、4%硝酸アルコールにて腐食し母材軟鋼の組織が加熱によって、どのように変化したかを示したものである。



10hr

100hr 100µm

Fig. 4-1 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel exposed various times at 500℃

500℃で10時間以内の加熱によって、接合境界部の軟鋼組織は、爆発溶接の ままのものと比べて顕著な変化はみられないようである。しかし、50時間以上 の加熱により、軟鋼側のCはチタン側へ拡散移動し、接合境界部近傍軟鋼には



100µm

Fig. 4-2 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel exposed various times at 550°C

SUS304爆着クラッド鋼の場合と同様にパーライトが分解し、パーライトが存在 しない脱炭層が形成された。加熱温度を550℃にすると、Fig. 4-2に示すように、 5時間後すでに50µm程度の脱炭層がみられ、その幅も加熱時間とともに増加す る傾向があった。この傾向は600℃にもみられた。そこで、脱炭層の幅と加熱 時間の平方根√てとの関係を図示するとFig. 4-4になる。

加熱温度550℃の脱炭層幅を例にとると、その幅は加熱時間を5時間から10時 間に長くすると50µmから85µmに増加するが、さらに100時間と加熱時間を長く しても、その幅は95µmとわずかに増加するのみであった。このような傾向は本 研究で採用したいずれの加熱温度でもみられた。すなわち、いずれの加熱温度 においても脱炭層の成長は、10時間までの加熱初期において比較的速く、10時 間以上では成長速度は非常に遅くなり、脱炭層の成長はSUS304爆着クラッド鋼 と異なっていた。



Fig. 4-3 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel exposed various times at 600℃





加熱初期における、軟鋼からチタンへの接合境界面を通してのC拡散の駆動力 を、SUS304爆着クラッド鋼と同様にフェ ライトとチタンマトリックスの炭素活量 で考えてみた。

軟鋼と直接接している0.01wt%Cを含む Tiマトリックスについて、炭素活量を求 めた報告はないが、香山らは580℃での TiC固溶体のCの活量を純炭素の活量を 1として測定している⁴⁻³)。香山らによ れば、TiCは、Fig. 4-5にTi-Cの状 態図⁴⁻⁴)に示すようにC濃度が13wt%~ 20wt%の広範囲にわたる化合物であり、 TiC_{-1.0}での炭素活量は、TiC_{0.71}か らTiC_{0.76}、TiC_{0.81}、TiC_{0.89}、 TiC_{0.92}、TiC_{1.0}と、C濃度が15.1wt% から20wt%まで上昇するにつれて、 3.5×10⁻¹⁴、3.2×10⁻¹²、3.1×10⁻⁷、3.9×10⁻²、

1. 6x10⁻¹、1 と増加すると報告している。 そして、T i C 。 71の炭素活量は、その温



Fig. 4-5 Titanium-carbon phase diagram

度でのC固溶限のTiマトリックスの炭素活量とも平衡していることも報告さ れている。したがって、600℃での0.01wt%Cを含むTiマトリックスの炭素活 量は3.5×10⁻¹⁴以下と推定される。この値は、式(2-7)より求めた600℃のフェ ライトC固溶限での炭素活量3.5×10⁻²に比べて非常に小さな値であり、加熱時 間が短い場合のC拡散の駆動力はSUS304爆着クラッド鋼の項で述べたと同様に フェライトの炭素活量とチタンマトリックスの炭素活量の差によると考えられ る。しかし、各加熱温度とも10時間以上で脱炭層の成長速度が遅くなる現象に ついては、フェライトの炭素活量と平衡したTiCがチタン接合境界部に生成 したと考えられる後のフェライトからチタンへのC拡散が、TiCの成長速度 とTiCでのCの拡散速度によって影響を受けると思われるが、この点につい ては本研究では十分解明できず今後の研究を待たねばならない。

チタン爆着クラッド鋼に生じる脱炭層についてもLarson-Millerのパラメー ターPで整理するとFig. 4-6になり、脱炭層の幅は、加熱温度および時間に関 係なく実験点はほぼ一本の直線上にのり、パラメーターの有用性が認められ た。 しかし、定数Cは、SUS 304爆着クラッド鋼と同様 な方法で求めると12になり、 SUS304爆着クラッド鋼の C=10に比べて大きく、 チタン爆着クラッド鋼に生 じる脱炭層のほうがSUS304 爆着クラッド鋼のそれより 加熱温度依存性が強いよう である。



Fig. 4-6 Width of decarburized band versus parameter P

4. 4 加熱による接合境界部組織変化

加熱後、4%硝酸アルコールで腐食した接合境界組織を高倍率の光学顕微鏡 で観察すると、Fig. 4-7に示すように、加熱温度550℃では500時間加熱しても、 接合境界部の軟鋼が脱炭されているのみで爆発溶接のままの組織と比べてもほ とんど変化がみられない。それに対して、加熱温度を600℃以上にすると巻き 込み部の先端の軟鋼は消失し、この消失部は加熱温度を高くすると拡大し、 700℃で100時間の加熱を行うと母材軟鋼とチタンに挟まれた巻き込み部の軟鋼 は全くみられず、接合境界には軟鋼およびチタンとも腐食程度の異なった層(以 下、この層を合金層と記す)のみがみられるようになる。そして、700℃以上 で加熱した試料をさらに10%フッ酸水溶液にて腐食すると、Fig.4-8に示すよ うに4%硝酸アルコール溶液で観察された層のチタン側に別の層が観察され、 この層は加熱時間を増すとともに成長する傾向があった。Fig. 4-8には合金層 の硬さを圧痕の大きさでも示しているが、合金層の硬さはHv1500と最も硬く、 チタン側へ離れるにしたがって硬さは順次低下しチタンの硬さはHv150であっ た。このように、チタン爆着クラッド鋼に加熱を行うと、接合境界部には著し く脆化した層が形成されるのは前述したように、Fe、TiおよびCが拡散した ものと思われる。そこで、600℃以上で加熱した試料についてX線マイクロア ナライザにて接合境界部におけるFe、TiならびにCの濃度を調査した。

-80-



As explosive clad



Exposed 500hr at 550°C



Exposed 500hr at 600°C





Fig. 4-7 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel



- Bonded interface

Fig. 4-8 Microstructure of bonded interface of titanium explosive clad steel (exposed 100hr at 700°C, etched with 10%HF+90%H₂O)



Fig. 4-9 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 50hr at 600°C)

Fig. 4-9~Fig. 4-12は、600℃で50時間、700℃で5時間、700℃で100時間および750℃で500時間の加熱を行った後の接合境界部の顕微鏡組織写真とそれに対応する濃度変化を示したものである。なお、分析位置(a)は、爆着のままの状



Fig. 4-10 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 5hr at 700℃) 態では巻き込みのない平滑接合部であり、(b)と(c)の分析位置は巻き込み部を 含む位置である。

Cは、Fig. 4-9~Fig. 4-12から加熱によって軟鋼からチタンへ拡散しチタン



Fig. 4-11 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 100hr at 700°C)

側に濃度の高い領域を形成するが、SUS304鋼の浸炭領域のような濃度分布を示 さず、合金層および接合境界近傍でTiCを生成し、チタン側へは遠くまで拡 散しないようである。



Fig. 4-12 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 500hr at 750℃)

次に、FeとTiの拡散は、平滑な接合境界と巻き込み部ではその挙動を異に した。平滑な接合境界は、加熱温度が700℃以下のFig. 4-9-(a)およびFig. 4-10 -(a)より明らかなように、FeとTiとも接合境界で鋭く遷移し、アルミニウ ム爆着クラッド鋼と異なり、FeとTiの金属間化合物を生成しないようである。 さらに、Fig. 4-12の(a)に示した750℃で500時間の加熱後になると、接合境界 のチタン側でTi、Feとも多少濃度低下がみられるが、加熱温度700℃と同様 に金属間化合物を生成しないようである。それに対して、巻き込み部では、 600℃においては合金層とチタンに挟まれた領域には F eのピーク(Fig. 4-9-(b)) がみられるが、700℃で5時間になると合金層の組成よりチタン側へFeおよび Tiとも緩やかに遷移し、光学顕微鏡組織をみても軟鋼の痕跡はみられない。 さらに加熱時間を100時間 (Fig. 4-11-(b))と長くしたり、加熱温度を750℃ (Fig. 4-12-(b))と高くすると、合金層(Fe、Tiともほぼ一定濃度を示す領域) の幅が増加するのに対し、合金層からチタン側への緩やかな遷移域がなくなる。 この合金層の組成は、加熱温度および時間を増すとともに、TiとCの含有量 が増加する傾向があった。そして、Fig. 4-8に示した10%フッ酸水溶液にて腐 食を行うことによって、合金層のチタン側に観察された層は、Fig. 4-10、Fig. 4-11より明らかなように主としてTiとFeから成っており、矢印で示したこの 層を点分析した結果の一例では93.6wt%Τi、6.6wt%FeでありβΤiと考えら れる。このようにFeが合金層境界から5μm~7μm離れたチタン側へ拡散しβTi を生成するのは、平野ら⁴⁻⁶)が指摘しているように Fe原子が Ti原子に比べて 拡散速度が早いためである。

このようにチタン爆着クラッド鋼を加熱すると、平滑な接合境界では拡散の 主体は軟鋼よりチタンへ拡散移動するCであり、FeとTiの相互拡散はわずか しかみられず、FeとTiから成る金属間化合物を生成しないようである。それ に対して、巻き込み部では、巻き込み部とチタンに挟まれたFeは、巻き込み 部へ拡散し、700℃以上の加熱では、巻き込み部とチタンに挟まれた軟鋼は消 失し、金属間化合物層が成長する。

次に、Fig. 4-13、Fig. 4-14は、650℃で500時間および700℃で500時間加熱し た試料のチタン側接合境界面のX線回折線図である。なお、母材軟鋼はTiC を溶解しない塩化水素水溶液で除去した。

X線マイクロアナライザの線分析により、熱処理を施すと接合境界部には TiCが生成されると予想されたが、ASTMカード⁴⁻⁷と比較するとTiCの存在 が確認できた。また、高温長時間の加熱によりTiCの回折ピークのみ確認で き、母地であるTiの回折ピークがみられないのは、接合境界全面にTiCが生 成しているためと思われる。 Fig. 4-15は、750℃で500時間の加熱を行った後、接合境界部を機械的に剥離 させ、母材軟鋼側の剥離面(a図)と合わせ材チタンの剥離面(b図)についてX線 回折を行った結果を示し、Fig. 4-16は、合わせ材チタン側および母材軟鋼側の 剥離面の断面顕微鏡写真である。

それぞれの剥離面には、合金層が存在しており、剥離面をX線回折したFig. 4-15は主として合金層をとらえているものと思われる。チタン側および軟鋼側



Fig. 4-13 X-ray diffraction pattern of titanium surface of titanium explosive clad steel(exposed 500hr at 650℃)



Fig. 4-14 X-ray diffraction pattern of titanium surface of titanium explosive clad steel(exposed 500hr at 700°C)



(b) Titanium

Fig. 4-15 X-ray diffraction patterns of carbon steel and titanium surface of titanium explosive clad steel (exposed 500hr at 750°C)

ともTiCの非常に強い回折ピーク 以外に、Fe₂Ti、FeTiに相当す る回折ピークもみられた。したがっ て、600℃以上の加熱によって接合 境界部の巻き込み部を含む領域に形 成する金属間化合物はTiC、Fe₂Ti とFeTiから成る合金層であると推 察される。

Fig. 4-17は、合金層の面積と加熱 温度と時間 $\sqrt{1}$ の関係を示したもので ある。合金層の成長は、各加熱温度 とも加熱時間が10時間までは比較的 速く、それ以上の時間では緩やかであ った。そして、Fig. 4-18は、Larson-MillerのパラメーターPを用いて合金 層の面積を整理したものである。なお、 定数Cの値を実験結果より求めると

C=15となり、合金層 の面積についても、脱 炭現象と同様にパラメ ーターPの増加ととも に増加することは明ら かである。

以上の結果より、チ タン爆着クラッド鋼を 加熱した場合、まず重 要な問題となるのは、 Cが母材軟鋼からチタ ン側へ拡散移動し軟鋼 側には脱炭層そしてチ タン側には脆弱なTiC を形成することである。



Fig. 4-16 Microstructure of bonded interface of titanium explosive clad steel (exposed 500hr at 750℃)



Fig. 4-17 Effect of heating time on growth of intermetallic compound

このC移動の駆動力は、加熱時間が10時間までであれば、軟鋼中とチタン中の 炭素活量差である。そして、その拡散機構は、SUS304爆着クラッド鋼の場合と 同様な拡散機構によるものと考えられる。 次に、FeとTiの拡散につい て考えるとき、600℃以上の加 熱においても、平滑接合部では、 両元素ともほとんど拡散しない のに対し、巻き込み部では相互 拡散が生じることによって巻き 込み部が消失し、消失部にはX 線回折から推定してTiCと FeTiやFe₂Tiと考えられる 金属間化合物が生成し、両接合 部で著しく異にした。そこでこ の点について以下考察を行って みた。

まず、Fig. 4-19に示す Ti-Fe系平衡状態図4-8) によれば、この系にはTi側よ FeTiとFe2Tiの金属 間化合物ならびにαFe および y Feが存在する。 そして、590℃にFeを15 %含む共析温度が存在す るので、チタン爆着クラ ッド鋼を600℃以上の温 度で加熱すれば接合境界 には、チタン側より FeTiおよびFe2Tiが 析出するはずであるが、 この共析反応は極めて遅 く、この相は純Fe-純 Ti拡散対には出現しな いことが平野ら*-"いによ って確かめられている。 しかし、辻*-*)および南 埜ら⁴⁻¹⁰)は純Fe-88.3



Fig. 4-18 Area of intermetallic compound versus parameter P



Fig. 4-19 Titanium-iron phase diagram



Fig. 4-20 EPMA line analysis profiles and microstructures of titanium explosive clad interface(as explosive clad)

at%T i拡散対を850℃以上の温度で加熱しF eT iとF e₂T iを生成させ、その成 長速度や相互拡散係数を求めている。したがって、チタン爆着クラッド鋼を加 熱した場合に生じる接合境界部でのT iとF eの拡散挙動は、爆発溶接のままの 接合境界の組成に関係していると考えられる。Fig. 4-20は、4%硝酸アルコー ル溶液で腐食した爆発溶接のままの顕微鏡写真と、その顕微鏡写真中の矢印を X線マイクロアナライザにて線分析したものである。

Fig. 4-20(a)に示した巻き込みのない平滑接合境界面を横切る濃度分布曲線



Fig. 4-21 18-point matrix used for quantitative analysis (as explosive clad)

Table 4-2	Results of quantitat	ive analysis(wt%)	point-by-point
	as shown in fig. 4-21		

Point	Ti	Fe	Point	Ti	Fe	Point	Ti	Fe
1	21.3	76.8	7	19.5	82.1	13	16.1	86.8
2	22.8	76.3	8	20.7	80.0	14		100.0
3	22.4	76.8	9	—	100.0	15		100.0
4	1.8	96.8	10	23.0	79.5	16	21.8	81.6
5	19.5	80.5	11	51.7	49.5	17	3.3	99.5
6	25.3	74.2	12		100.0	18	100.0	

より、爆発溶接はアルミニウム爆着クラッド鋼と同様に、Ti、Feとも接合境 界面で鋭く遷移していた。一方、巻き込み部については、Weiss⁴⁻¹¹⁾はX線マ イクロアナライザおよびMössbauer効果よりその組成は、ほとんど一定の化学組 成(Fe:Ti=3:2)であり、Fe₂TiとFeTi共析であると報告しており、石井 ら⁴⁻¹²)はX線マイクロアナライザおよびX線回折よりFe₂Tiであろうとして いる。しかし、Fig. 4-20(b)の濃度分布曲線から推定すると、この位置では純 Tiが存在する部分があり、それ以外の部分ではTiとFeの組成濃度から考え てFe₂Tiが存在すると思われる。また、Fig. 4-20(c)では、Fe₂Tiの他に巻 き込み部中央部にTiのピーク位置ではFeTiなども存在しているものと思わ れる。このように巻き込み部の組成は、線分析位置によってかなり異なり、 一定組成でない。次に、巻き込み部の組成を定量分析するため、Fig. 4-20とは 異なる巻き込み部で点分析を行った。Fig. 4-21はその分析位置を示し、Table 4-2は補正した後の組成値を示す。この巻き込み部の組成は、分析位置(11)を 除けば74wt%Fe~87wt%Feと比較的均一であり、したがって、Fe2TiとαFe が共存しており石井らの結果と近いものであった。また、分析位置(11)は、 49.5wt%のFeを含有しており、この位置には、αTiとFeTiが共存しているも のと思われる。このように、爆発溶接時に形成する巻き込み部は、Fig. 4-20の ように不均一な組成のものと、Fig. 4-21に示したような比較的均一な組成のも のがあるが、主として Fe_2Ti と α Feが存在しているようである。

したがって、チタン爆着クラッド鋼を600℃以上の高温で加熱した場合に現 れる現象は、次のように推定される。



Fig. 4-22は、接合境界を通しての元素の拡散を示したものである。

Fig. 4-22 Diffusion model in interface

平滑な接合境界では軟鋼とチタンが直接接合された領域であり、FeとTiの 拡散が生じても、FeとTiの金属間化合物を生成する核が存在しないため、平 野⁴⁻⁶)が指摘したように金属間化合物が生成しない現象が現れたものと考えら れる。それに対して、巻き込み部を含む接合境界では、熱処理を行う前、すで に巻き込み部にはX線マイクロアナライザの分析結果より、Fe₂Tiが存在し ている。このような状態から熱処理によってFeとTiの拡散が生じると、 Fe₂TiやFeTiが核となり、それぞれFe₂TiやFeTiの成長が生じたも のと考えられる。

これらのことより、緒言で述べた500℃程度の加熱によって接合部の強度が 低下するのは、接合境界部に形成されるチタン炭化物によるものであり、熱間 加工による接合部の強度低下はチタン炭化物と脆いTiとFeの金属間化合物生 成に起因している。

4.5 結言

チタン爆着クラッド鋼の加熱による接合境界部の冶金学的挙動を検討した。 得られた結果を要約すると次の通りである。

1) 各加熱温度とも、Cは軟鋼からチタンへ拡散移動し、軟鋼側では脱炭層、 チタン側ではTiCを生成した。

2) FeとTiの拡散に関しては、Fe-Tiの共析温度である590℃を境として拡散挙動が異なることを示した。すなわち、加熱温度550℃以下ではFe、Tiともほとんど拡散せず、600℃以上ではFe、Tiとも拡散した。特に、爆発溶接によって生じた巻き込み部にはC、FeおよびTiの三元系からなるHv 1500以上の脆い合金層が生じ、成長した。

3) チタン爆着クラッド鋼を加熱することによって生じる脱炭層の幅および 合金層の面積は、加熱温度が高温になる程、また加熱時間が長くなる程増大す るが、各加熱温度とも加熱時間10時間を境として生成速度が遅くなる傾向を示 した。

参考文献

- 4-1)「金属チタンとその応用」編:金属チタンとその応用,日刊工業新聞(1983) 14章,216-234
- 4-2) T. Z. Blazynski: Explosive Welding, Forming and Compaction, Applied
 Science Publishers(1983), 162
- 4-3) 香山,橋本:TiC固溶体のTiの活量,日本金属学会誌, Vol. 37(1973), No. 4, 406-411

- 4-4) Hansen: Constitution of Binary Alloys, MaGraw-Hill(1958), 384
- 4-5) 平野,一法師:Fe-Ti系の相互拡散、日本金属学会誌, Vol. 32(1968), No. 9, 815-821
- 4-6) Powder Diffraction File, Inorganic, JCPDS(1972), 31-1400, 15-336, 19-636
- 4-7) Hansen: Constitution of Binary Alloys, MaGraw-Hill(1958), 732
- 4-8) 辻:α Fe-βTi拡散対における反応拡散,日本金属学会誌, Vol. 40(1976),
 No. 8, 844-851
- 4-9) 南埜,山根,大西,高橋:Fe-Ti系の反応拡散による相成長,高温学会誌, Vol. 12(1986), No. 5, 189-197
- 4-10) B.Z. Weiss: Effect of Jetting Collision on Structural Change at the Interface of a Titanium-Steel System, Metallkunde, Bd. 62(1971), H. 2, 159-166
- 4-11) 石井, 恩沢, 生沼, 村越:爆発圧接境界の溶融層の研究(第1報), 溶接学会誌, Vol. 38(1969), No. 6, 601-607

第5章 爆着クラッド鋼の熱疲労特性

5.1 緒言

序論で述べたように、爆発溶接法の開発によって、従来製作が困難とされて きた異種金属材料の接合が容易となり、耐食性の優れたアルミニウム、ステン レス鋼、銅およびチタンなどを合わせ材とした多くのクラッド鋼が、製作され 化学装置の反応塔や圧力容器などに使用されている。そして、クラッド鋼が、 化学装置の運転開始と停止ならびにシャット・ダウンにともなう熱サイクルを 受けると、合わせ材と母材の線膨張係数の相違や、材料内部の温度不均一に起 因する熱応力や熱ひずみが発生する。これら発生した熱応力や熱ひずみは、構 造的に不連続で第2章~第4章で述べたように加熱によって組織変化を生じ、 ミクロ的に材料劣化した接合境界部に集中する傾向があり、繰り返し加熱、冷 却サイクルを受けると接合境界部で破損することも考えられる。しかし、爆着 クラッド鋼が化学プラントに使用されて年数も10数年と浅いため、熱疲労に関 する報告はほとんどない。

本章では、各種爆着クラッド鋼の熱疲労特性の基礎的なデータを得るために、 試験片端部において実機に使用されている爆着クラッド鋼とは特性を異にする ことが推察されるが、小型試験片にて加熱温度を変化させた熱サイクルを与え、 合わせ材および母材の変形、割れ挙動および破損特性を実験的に調査すること である。さらに、熱サイクルおよび加熱温度保持中に発生する応力、弾性ひず みと塑性ひずみを熱弾塑性解析により求め、破損寿命を支配するマクロ的な因 子を考察することである。

5.2 供試材料と実験方法

供試材料は、母材軟鋼板上にアルミニウム、銅、SUS304鋼およびチタンを爆 発溶接した4種類の爆着クラッド鋼である。Table 5-1とTable 5-2は、これら 爆着クラッド鋼の母材および合わせ材の化学組成と物理的特性⁵⁻¹⁾⁵⁻²⁾および

		Chemical comp			compo	osition (wt%)			
Material		С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	The other
Base metal	Carbon steel	0.16	0.01	1.07	0.01	0.012	-	-	
Clad metal	Aluminium	-			-	-	-	-	99.63A1
	Copper		-	-		-	-	-	99.92Cu
	SUS 304	0.029	0.69	1.24	0.034	0.005	10.53	18.14	
	Titanium	0.01	<0.01	-	-	-	-		99.6 <ti< td=""></ti<>

Table 5-1 Chemical composition of materials

		E	σ	σт	α	λ
Ma	aterial	×10⁴(kg/mm²)	(kg/mm²)	(kg/mm²)	х10-е(1/℃)	cal/cm•sec•℃
Base metal	Carbon steel	2.1	25.3	45.3	14.4(20~600℃)	0.17(0~100°C)
Clad metal	Aluminium	0.7	7.8	12.7	25.6(20~300°)	0.57(0~100°C)
	Copper	1.2	16.5	27.3	17.7(20~500ሮ)	0.94(0~100°C)
F	SUS 304	1.97	24.4	64.6	18.4(0~538ፒ)	0.052(0~100°C)
	Titanium	1.05	24.9	38.6	9.9(20~550)	0.041(0~100°)

Table 5-2 Physical and mechanical properties of materials

E : Young's modulus at 20°

 σ y: Yield stress or 0.2% proof stress

 σ_{T} : Tensile strength

 α : Coefficient of thermal expansion

 λ : Heat conductivity

Table 5-3 Ram tensile strength and shear strength of explosive clad

	Ram tensile strength	Shear strength
Clad metal	kg/mm²	kg/mm²
Aluminium	10.3	5.5
Copper	23.5	18.5
SUS 304	45.8	39.2
Titanium	37.6	32.2



Fig. 5-1 Test specimens



- Specimen
- Timer
- Limit switch
- Counter
- Axis Motor
- Furnace
- Pyrometer

. Cooling bath

Fig. 5-2 Mechanism of thermal fatigue machine

強度特性を示す。Table 5-3は、これら爆着クラッド鋼の接合部の剥離強度と 剪断強度を示す。 Fig. 5-1とFig. 5-2は、試験片の形状と寸法および熱疲労試 験機の機構図を示す。なお、供試材料から試験片を採取するとき、試験片の長 手方向と爆発溶接方向が一致するようにした。

熱疲労試験は、試験片を拘束することなく試験機の軸に取り付け、モーター 駆動により所定温度に保持した電気炉内に移動させ、50分間保持した後、流水 槽に移動し3分間冷却させることにより行った。なお、電気炉と水槽との移動 時間は5秒である。この加熱、冷却サイクル(以下、熱サイクルと記す)を、爆 着クラッド鋼の合わせ材と母材が完全に剥離するまで繰り返した。また、10回 ないしは20回毎の熱サイクル数にて合わせ材および母材の変形と割れの有無に ついて、外観および顕微鏡観察を行った。

試験片の温度測定は、Fig. 5-3に示す位置に開けた直径1.5mmのドリル穴に

アルメルークロメル熱電 対を挿入し、耐水処理し た後行った。

Fig. 5-4とFig. 5-5は、 母材軟鋼の熱伝導率より 大きい例として銅爆着ク ラッド鋼、母材軟鋼の熱 伝導率より小さい例とし てSUS304爆着クラッド鋼 について、最高温度を500



Fig. 5-3 Positions of temperature measurement



Fig. 5-4 Heating and cooling curves at various points(Copper explosive clad steel)





℃とした場合の試験片長手方向中央部の加熱、冷却温度曲線を示す。

銅爆着クラッド鋼の場合、加熱過程の初期において、銅は接合境界や軟鋼に 比べて5℃~20℃早く温度上昇するが、温度上昇にともない温度差は減少し、 400℃近傍で位置による温度差はなくなり、加熱後約25分で500℃に到達してい る。それに対して、冷却過程の初期は、銅と軟鋼との著しい熱伝導率の相違お よび銅側では試験片側面のみならず上面からの冷却により、位置による冷却速 度が著しく異なり、冷却開始5秒では銅と軟鋼の温度差は100℃以上にもなる。 しかし、冷却開始後30秒以上経過すると位置による温度差はなくなり、60秒前 後で水温(20℃)になる。

SUS304爆着クラッド鋼の場合、加熱過程を通じて測定位置による温度差はみ られず、加熱開始後25分程度で500℃に到達している。冷却過程の初期は、 SUS304鋼の冷却速度が軟鋼および接合境界部に比べて速く、同一冷却時間に対 して10℃~20℃低い温度を示した。これは熱伝導率より試験片上面からの冷却 の影響があらわれたと思われる。しかし、冷却開始後10秒程度経過するとSUS 304鋼の冷却速度は遅くなり、軟鋼との温度差はほとんどみられず、冷却速度 が最も遅いのは銅爆着クラッド鋼とは異なり接合境界部であった。そして、30 秒以上冷却時間が経過すると位置による温度差はなくなり、100秒前後で水温 になる。したがって、試験片は加熱、冷却開始時にはほぼ均一温度になってい るものと思われる。

5.3 変形および破損寿命におよぼす加熱温度の影響

5.3.1 アルミニウム爆着クラッド鋼の場合

Fig. 5-6とFig. 5-7は、加熱温度300℃と500℃で熱サイクルによって生じる試

験片の変形と完全破損後の試験片外観を示す。



Fig. 5-6 Deformation of aluminium explosive clad steel after thermal cycling (300°C)[(a), (c) aluminium surface;(b), (d) longitudinal side;(e) transverse side]

加熱温度を300℃と比較的低温にしても、熱サイクルを700回与えると、母材 軟鋼と合わせ材アルミニウムが完全剥離(以下、破損寿命N₁と記す)した。 そして、加熱温度を500℃に上昇させると破損寿命も138回と短くなった。剥離 部は、マクロ的にみるとFig. 5-7-(d)とFig. 5-7-(e)に示すようにアルミニウム 面、軟鋼面とも爆発溶接時に生じた波状が明瞭に見られることから接合境界で あり、ミクロ的にみるとFig. 5-8に示すように接合境界または金属間化合物層 とアルミニウムとの境界であった。

変形は、加熱温度300℃、500℃ともアルミニウム側のみで認められ、軟鋼側 には認められなかった。このアルミニウム側の変形を定量的に求めるため、試 験片のアルミニウムの上表面、長手方向側面および幅方向側面に、Fig. 5-9に 示すような格子を入れ、加熱温度400℃で熱疲労試験を実施し、熱サイクル20 回毎に格子間の距離を測定した。

Fig. 5-10は、熱サイクルを160回与えた後の試験片の外観写真である。アル ミニウムは、加熱温度300℃、500℃と同様な変形を示した。

Fig. 5-11は、アルミニウム上表面 (x - y 面)における長手方向ひずみ ε_x (a 図)と幅方向ひずみ ε_y (b図) 分布を示す。 ε_x は各位置ともプラスの値であり 熱サイクルによって伸びる傾向があり、この伸び量は熱サイクルが増えるとと もに増加した。しかし、各位置でみると、伸び量は一定ではなく試験片中央部で少なく、中央部より30mm~40mm離れた位置では大きく、熱サイクル160回後



Fig. 5-7 Deformation of aluminium explosive clad steel after thermal cycling (500°C)[(a), (c), (f) longitudinal side;(b) aluminium surface; (d) failure surface(aluminium);(e) failure surface(carbon steel)]



100µm





Fig. 5-9 Specimen for measurement of deformation



には10%~20% (1mm~2mm)伸びた。それに対して、 ε_x は、長手方向とは反対 にマイナスの値を示し収縮する傾向があった。そして、 ε_x が最大増加量を示 した位置で熱サイクル160回後約20% (5mm)の最大収縮量を示した。すなわち、 アルミニウムは長手方向に伸び、幅方向に収縮する変形であり、外観写真にも みられるように中央部より30mm~40mm離れた位置でくびれ現象を生じた。この ようなくびれ現象は、冷却中のアルミニウム各部における温度分布によるもの と考えられるが、本研究では十分に解明できなかった。

Fig. 5-12は、長手方向側面(x - z面)における ε_x (a図)と板厚方向のひ ずみ ε_z (b図)分布を示す。 ε_x の分布形態は、上表面の ε_x と同様な傾向を示 した。そして、 ε_z も ε_x と同様に各位置ともプラスの値であり、板厚が増加す



-103-


Fig. 5-13 Strain distributions during thermal cycling on transverse side(y-z face)

る傾向があった。しかし、ε₂の長手方向分布は、ε_xとは異なり長手方向中央 で最大増加量を示し、熱サイクルを160回与えた後には板厚は15%(1.6mm)増 加した。中央部を離れるとプラスのひずみは減少し、長手方向端部では板厚は 熱サイクルによってほとんど変化しなかった。

Fig. 5-13は、幅方向側面 (y - z面) における ε_y (a図)と ε_z (b図)の分布 を示す。 ε_y は、幅方向端部では熱サイクルを与えてもほとんどゼロであり、 板幅の変化はない。しかし、幅方向中央部ではアルミニウム上表面 (z = 0mm) でマイナスの値であるのに対し、軟鋼との接合境界部に近い位置 (z = 10mm) ではプラスの値であった。すなわち、熱サイクルを160回与えた後には幅方向 側面でのアルミニウムの幅は上表面で13%(nm)収縮し、接合境界部では8%(2mm) 伸び、台形となるような変形がみられた。そして、板厚はひずみ分布からも明 らかなように中央部で減少し、端部で増加する傾向を示した。

Fig. 5-14は、このような変形のうちアルミニウムの長手方向の平均ひずみ

(ε_x)と熱サイクル数(N) を両対数目盛で表したもの である。

各加熱温度とも、両対数 で表すと、ひずみ量と熱サ イクル数との間には直線関 係があり、次式のように表 わせる。

 $\varepsilon_{\mathbf{x}} = \mathbf{K} \times \mathbf{N}^{\mathbf{n}}$ (5-1)

ここで、Kは加熱温度に よって決まる定数、Nは熱 サイクル数である。nは直 線の勾配であり、試験結果 より得られた値は1.0~1.2 の値をとり、ひずみ量は、 熱サイクル数に比例して増

加するようである。したがっ



Fig. 5-14 Permanent stretch of aluminium under thermal cycling

て、加熱温度によって決まるK値は、熱疲労サイクル1回に対するひずみ量と なり、実験値より求めると、加熱温度300℃、400℃、500℃で、それぞれ1.5× 10⁻⁴、4.1×10⁻⁴、9.2×10⁻⁴となり、加熱温度が高いほど大きくなる傾向を示 したが、破損時のひずみ量は加熱温度に関係せず12%~15%であった。

このようにアルミニウムが軟鋼に対し相対的に伸びる現象は、加熱過程と冷 却過程におけるアルミニウムと軟鋼の降伏応力および接合境界面での変形抵抗 等が影響しており、Fig. 5-10にみられるように板厚方向のマーカー線が、接合 境界面より離れるにしたがって試験片長手方向(x方向)に移動し、また湾曲 していることより、定性的に次のように考えられる。





Fig. 5-15は、加熱温度を400℃ とした場合のアルミニウムと軟 鋼の加熱、冷却曲線と各温度で の降伏応力を示す。

今、試験片長手中央線よりx 距離離れたFig. 5-16-(a)に点線 で示すマーカー線について考え る。加熱過程において、アルミ ニウムの線膨張係数は軟鋼のそ れに比べて大きく、アルミニウ ムには圧縮の応力が発生するが、 アルミニウムの降伏応力は加熱 過程を通じて軟鋼に比べて低く、 加熱過程の低い温度で降伏する。 しかし、300℃以上では2kg/mm² 以下であるがゼロではない。 したがって、加熱温度で、接合 境界部のアルミニウムは軟鋼の 拘束を受け大きな圧縮の塑性変 位る。が生じるが、同時に接合 境界部でのすべりが発生すれば、 軟鋼の加熱温度での位置より δ sだけずれ、接合境界より離 れたアルミニウムは接合境界よ りの拘束が小さく自由膨張する

ため圧縮の塑性変位は少なくな



explosive clad steel during thermal cycling

り、Fig. 5-16-(b)の実線で示すようなマーカー線になる。この状態より冷却した場合、t₁時間後アルミニウムの熱伝導率が軟鋼のそれに比べて大きいため、 Fig. 5-15に示すようにアルミニウムが先行して冷却し、アルミニウムがT。(約 180°C)になったとき、軟鋼はT_b(約300°C)であり、その温度差は約120°Cになる。もし、加熱温度でアルミニウムと軟鋼を切り離し、アルミニウムと軟鋼を それぞれt₁時間後の温度に冷却させると、Fig. 5-16-(c)の実線で示す位置になる。しかし、両者は接合されており、また温度低下にともなって接合強度も 上昇するため、アルミニウムの収縮は拘束され太い実線の位置になり、アルミニウムは引張の塑性変位δ_bと引張の弾性変位δ_bが生じる。t₁時間より水温

に冷却する間にアルミニウムが 収縮する量は軟鋼が収縮する量 (約40×10-4)にほぼ等しくなり、 完全に冷却した後には、冷却過 程で発生した弾性変位と塑性変 位量に相当する量だけアルミニ ウムのマーカー線は軟鋼のマー カー線よりx方向に移動するこ とになる。すなわち、アルミニ ウムは軟鋼に比べて相対的に伸 びることになるものと考えられ る。もし、加熱、冷却中に接合 境界部に剥離割れが生じた場合 には、アルミニウムは自由膨張 と自由収縮するのみである。こ のような現象は、Fig. 5-11に示 した試験片長手方向端部に おいて比較的早い熱サイク ルで剥離割れが生じた領域 でεxの増加しないことと も一致している。

次に、アルミニウムと軟 鋼を一様に冷却した場合、



Sealed in vacuum



加熱過程は前述と同様であり、冷却過程でアルミニウムと軟鋼がT。まで冷却 すると、そのマーカー線はFig. 5-17-(a)に示すようになり、この場合には引張 の塑性変位が発生してもわずかである。したがって、完全冷却時、接合境界近 傍のアルミニウムには加熱温度とは反対の塑性変位が生じても、マーカー線は 移動せず、アルミニウムは軟鋼に対してほとんど伸びないと考えられる。

この考え方を確認するため爆着クラッド鋼の板厚方向より9mm¢の丸棒試験 片を採取し、加熱温度を400℃一定とし、一つの試験片は裸のままで炉中加熱 -水冷の熱サイクルを与えることによって軟鋼とアルミニウムの冷却速度を変 化させ、もう一つの試験片は石英ガラスに真空封入し、炉中加熱-空冷の熱サ イクルを与えることによって、軟鋼とアルミニウムをできるだけ同一冷却速度 とした。そして、200回の熱サイクルを与えた試験片外観をFig. 5-18に示す。 この外観からも明らかなように裸のままで熱サイクルを付与した試験片は、接 合境界部のアルミニウムの径が軟鋼に対して増加し、矩形型の試験片と同じ現 象がみられた。それに対して、真空封入した試験片では、このような減少はほ とんどみられなかった。したがって、アルミニウムが軟鋼に対して伸びる現象 は、冷却過程で起こるアルミニウムの軟鋼の冷却速度によって生じるアルミニ ウムに発生する引張の塑性ひずみに起因していると考えられる。

5.3.2 銅爆着クラッド鋼の場合

Fig. 5-19とFig. 5-20は、加熱温度500℃と700℃で熱サイクルによって生じる 試験片の変形と完全破損後の試験片外観を示す。



Fig. 5-19 Deformation of copper explosive clad steel after thermal cycling (500°C)[(a), (b), (c) longitudinal side]

加熱温度500°C(Fig. 5-19)では、試験片長手方向端部の接合境界に発生した 割れが、中央へ伝播し熱サイクル264回で完全剥離に至っている。加熱温度を 700°C(Fig. 5-20)に上昇させると、アルミニウム爆着クラッド鋼と同様に破損 寿命も118回まで減少した。破損部は、マクロ的にはFig. 5-19-(d)とFig. 5-20-(e)に示すように接合境界部であり、ミクロ的に見るとFig. 5-21に示すように 接合境界より100 μ m~200 μ m離れた銅側であり、加熱温度によって破損位置は 変わらなかった。

試験片の変形は、加熱温度によって異なった。すなわち、加熱温度500℃で は合わせ材銅および母材軟鋼とも顕著な変形は認められず、加熱温度700℃で は合わせ材銅および母材軟鋼とも変形し、試験片が線膨張係数の小さい軟鋼側 への曲がり変形を示した。



Fig. 5-20 Deformation of copper explosive clad steel after thermal cycling (700°C)[(a), (b), (e) longitudinal side;(c) failure surface(copper);(d) failure surface(carbon steel)]



100µm

Fig. 5-21 Microstructures of copper explosive clad steel after 200 thermal cycles(400°C)

Fig. 5-22は、加熱温度700℃にて熱疲労を行った試験片の板厚方向3箇所で 測定した曲がり変形量と熱サイクル数の関係を示したものである。

各位置での曲がり変形量は、熱サイクル数の増加にしたがいほぼ直線的に増加する傾向を示したが、熱サイクル約80回で、曲がり変形量の増加速度が小さくなるかまたは減少に転じる現象がみられた。この熱サイクル数は、異材接合界面の端部近傍には大きな接合境界面直角方向応力(σ_z)が生じることが知られており⁵⁻³⁾、この応力の影響によってFig. 5-20-(b)にみられるように、試験

片長手方向端部の接 合境界面に発生した 剥離手方向に発生した 剥離方向にほぼ1/3 伝播した熱サイクル 数には剥離すのの によって新していた。 での拘 が小さくなり、内 部が起こったためと 考えられる。



このように加熱温。

Fig. 5-22 Variation of bending deformation during thermal cycling (700°C)

度によって変形が異なるのは、加熱温度での母材軟鋼と合わせ材銅の降伏応力、 および冷却過程での両者の冷却速度の相違などが影響しており、次のように考 えられる。

Fig. 5-23は、加熱温度500℃と700℃における軟鋼と銅の加熱、冷却曲線および降伏応力の温度変化を示す。



Fig. 5-23 Heating and cooling curves and yield stresses of copper and carbon steel

今、Fig. 5-24に示すよう な座標をとり単位厚さを考 えるとき、曲率半径r、銅 および軟鋼に生じる応力 ($\sigma cu, \sigma Fe$)は、銅と軟鋼 の縦弾性係数と線膨張係数 をそれぞれ E cu、 E Feと $\alpha cu, \alpha Fe$ とし、室温との 温度差を ΔT とすれば、 式 (5-2)、(5-3)と(5-4)よ り弾性的に求められる。



Fig. 5-24 Coordinate system

なお、rは軟鋼側への曲がり変形を正としている。

$$\mathbf{r} = (\mathbf{E}_{cu} \mathbf{I}_{cu} + \mathbf{E}_{Fe} \mathbf{I}_{Fe})/\mathbf{M}$$
 (5-2)

$$\sigma_{cu} = y E_{cu}/r - P/h_{f}$$
 (5-3)

$$\sigma_{\rm Fe} = y E_{\rm Fe} / r + P / h_{\rm b}$$
 (5-4)

ここで、IcuとIFeは銅および軟鋼の中立軸マに関する断面二次モーメントであり、Mは加熱によって生じるモーメントであり、PはFig. 5-24に示す力であり、それぞれ 次式で与えられる。

$$I_{cu} = (h_{f}/3) \{ \overline{y}^{2} + \overline{y} (\overline{y} - h_{f}) + (\overline{y} - h_{1})^{2} \}$$
(5-5)

$$I_{Fe} = (h_{b}/3) \{ (\overline{y} - h_{f})^{2} + (\overline{y} - h_{f}) (h_{f} + h_{b} - \overline{y}) + (h_{f} + h_{b} - \overline{y})^{2} \}$$
(5-6)

$$\overline{y} = \{ E_{cu}h_{f}^{2} + E_{Fe} (h_{b}^{2} + 2h_{f}h_{b}) \} / 2 (E_{cu}h_{f} + E_{Fe}h_{b})$$
(5-7)

$$M = P (h_f + h_b) / 2$$
(5-8)

 $P = E_{cuh_f} E_{Fehb} (\alpha_{cu} - \alpha_{Fe}) \triangle T / (E_{cuh_f} + E_{Fehb})$ (5-9)

Fig. 5-25は、爆着クラッド鋼には爆発溶接による初期残留応力がないものと 仮定して、加熱過程各温度での板厚方向の熱応力分布を示す。

加熱温度が300℃以下では、銅および軟鋼とも弾性的に挙動するが、400℃以上になると接合境界部の銅の応力は9.6kg/mm²の圧縮応力であり、この応力は Fig. 5-23と比較するとこの温度での降伏応力(6.2kg/mm²)を越えており、銅を 完全弾塑性体とすれば、圧縮の塑性ひずみが生じる。加熱温度500℃(T_a)の銅 には、この温度での降伏応力(5kg/mm²)に相当する応力と圧縮の塑性ひずみ が存在する。さらに熱温度500℃で保持中に応力弛緩が起こり、銅の応力は非 常に小さくなり、軟鋼に対して力を及ぼさない。一方、軟鋼は、降伏応力を越 える応力は発生せず弾性的に挙動する。したがって、冷却開始時点では曲がり 変形はないものと考えられる。

次に、冷却過程について考える。冷却開始 t₁秒後(8秒)銅は T₀(180℃)ま

-111 -

で冷却しているのに対して、軟鋼はT₅(355℃)の高温にある。したがって、式 (5-9)は $T_a - T_c e \Delta T_1$ 、 $T_a - T_b e \Delta T_2$ と置き次式のように変形した。

 $P = E_{cuh_f} E_{Fehb} (\alpha_{cu} \triangle T_1 - \alpha_{Fe} \triangle T_2) / (E_{cuh_f} + E_{Fehb}) \quad (5-10)$ この時間での銅側の熱応力(P/h,)を求めると33.7kg/mm²の引張応力と なり、この応力は、銅の

この温度での降伏応力 (12kg/mm²)を越えてお り、銅は引張の塑性ひず みを生じる。この時間よ り試験片が完全に冷却す る間、銅は単位長さ当た り28.32×10⁻⁴収縮する 間に、軟鋼はそれより大 きく単位長さ当たり 48.24×10⁻ 4収縮する。 すなわち、銅の引張応力

たときには、後述するよ



は減少し、水温に冷却し Fig. 5-25 Stress distributions of copper explosive clad steel at various temperature

うに銅側には小さな圧縮応力しか存在していない。かつ、軟鋼がこのような加 熱、冷却サイクルを与えても、降伏せず弾性的な挙動をする場合には、銅爆着 クラッド鋼に曲がり変形は生じない。

加熱温度を700℃とした場合、加熱過程では加熱温度500℃の場合と同様に銅 のみが圧縮の塑性変形し、軟鋼は弾性的な挙動をする。そして、加熱温度700 ℃での銅にはほとんど変形抵抗がないため、軟鋼に対して力を及ぼすことがな く、曲がり変形は起こらない。冷却過程において、700℃から爆着クラッド鋼 を一様に冷却した場合には、銅の線膨張係数が常に軟鋼のそれより大きいため、 完全冷却時、銅には、引張応力と軟鋼を凸とした曲がり変形が生じると考えら れる。しかし、冷却速度の相違を考慮するなら、冷却t。(18秒)後、銅がT。(260℃)まで冷却するのに対して軟鋼はTa(540℃)であり、この冷却の間、銅は 大きな引張の応力を受けることになるが、銅の降伏応力が低いため、引張の塑 性ひずみが生じる。したがって、この温度で銅は10kg/mm²の引張応力と引張塑 性ひずみが存在し、曲がり変形としては軟鋼を凸とするような曲がり変形が生 じているものと思われる。しかし、この時間より銅および軟鋼が水温に冷却さ れる間、銅の自由収縮量46.02×10⁻⁺に比べて軟鋼の自由収縮量74.88×10⁻⁺は 大きく、この値を式(5-9)に代入し、銅に生じる応力を計算すると、29.8㎏/mm²

の圧縮応力になる。すなわち銅爆着クラッド鋼が完全に冷却した後、銅には20 ℃での降伏応力(約16kg/mm²)に相当する圧縮応力が存在し、銅を凸とする変 形が生じることになる。この値より弾性的に曲率半径を求めると、約3.7×10⁴ mmとなった。しかし、より精度良く曲率半径を定量化するには、本研究では水 冷しているため爆着クラッド鋼の板厚方向の温度分布も複雑であり、これらを 考慮する必要があるが、定性的には銅と軟鋼の冷却速度の相違と、冷却温度で の銅の降伏応力で説明できるものと考えられる。

5.3.3 SUS304爆着クラッド鋼の場合

Fig. 5-26とFig. 5-27は、加熱温度500℃と700℃で熱サイクルによって生じる 試験片の変形と完全破損後の試験片外観を示す。

まず破損寿命を前述の爆着クラッド鋼と比較すると、加熱温度500℃(Fig. 5-26)では、同一加熱温度におけるアルミニウム爆着クラッド鋼の138回、銅爆着 クラッド鋼の264回に比べて、5995回と長寿命であったが完全破損している。

加熱温度を700°C(Fig. 5-27)と200°C上昇させると、その破損寿命は約1/20以下に減少し、272回で完全破損した。破損位置について、マクロ的に観察するとFig. 5-26-(c)~(e)とFig. 5-27-(d)~(f)に示すように、加熱温度500°Cで割れが軟鋼部を伝播した領域と、接合境界部を伝播した領域が混在しており、700°Cでは接合境界部であった。ミクロ的な割れの位置を観察するため、加熱



Fig. 5-26 Deformation of SUS304 explosive clad steel after thermal cycling(500°C)[(a), (b), (e) longitudinal side;(c) failure surface(SUS304);(d) failure surface(carbon steel)]



Fig. 5-27 Deformation of SUS304 explosive clad steel after thermal cycling(700°C)[(a), (b), (c), (f) longitudinal side;(d) failure surface(SUS304);(e) failure surface(carbon steel)]

温度500℃で熱疲労サイクル2000回後と、加熱温度700℃で熱疲労サイクル200 回後の二つの試料について、表面酸化の影響を考慮して、板幅方向に5mm切削 した面で顕微鏡組織観察を行った。Fig. 5-28とFig. 5-29は、その結果を示す。

加熱温度500℃では、太い割れが接合境界面の軟鋼および接合境界より0.1mm ~1mm離れた軟鋼脱炭層内にみられ、これらの割れが伝播し、Fig.5-26-(e)に 示すような完全破損に至っている。したがって、破損寿命におよぼす組織の影 響は、脱炭にともなう軟鋼側の強度低下のみである。それに対して、加熱温度 700℃では、母材軟鋼側脱炭層内に割れがみられたが、この割れは成長しても 3mm~4mm程度で、それ以上成長せず、完全破損に至る割れではなかった。完全 破損に至る割れは、接合境界面に隣接するSUS304鋼の浸炭層で生じる割れであ り、この割れの位置は、第2章で述べたように緻密で硬い(Hv700)Cr₇C₃が 析出し、さらに加熱温度500℃では、ほとんど拡散しない置換型元素であるCr、 Ni、Feが拡散し、SUS304鋼の組成が変化した位置であった。したがって加熱 温度700℃では、軟鋼のみならず接合境界部のSUS304鋼も硬くて脆い組織に変化し、熱サイクルによって生じる熱応力や熱ひずみが吸収できず、接合境界に 隣接するSUS304鋼で破損したものである。





Fig. 5-28 Microstructures of SUS304 explosive clad steel after 2000 thermal cycles(500°C)



Fig. 5-29 Microstructures of SUS304 explosive clad steel after 200 thermal cycles(700°C)

次に、変形は、加熱温度500℃では合わせ材SUS304鋼および母材軟鋼ともほ とんど認められず、加熱温度700℃では銅爆着クラッド鋼における加熱温度700 ℃の場合と同様に、軟鋼側への顕著な曲がり変形を示した。

Fig. 5-30は、SUS304爆着クラッド鋼についても曲がり変形量と熱サイクル数



Fig. 5-30 Variation of bending deformation during thermal cycling (700°C)

様に、曲がり変形量は減少した。

このような曲がり変形は、SUS304鋼と軟鋼の500℃以上の高温における降伏 応力および弾性係数の低下が影響しているものと考えられる。



Fig. 5-31 Heating and cooling curves and yield stresses of SUS304 and carbon steel

Fig. 5-31は、SUS304鋼と軟鋼の加熱、冷却曲線と降伏応力の温度変化を示したものである。なお、SUS304爆着クラッド鋼に熱サイクルを与えると、接合境界部近傍の軟鋼はFig. 5-28とFig. 5-29に示したように脱炭層が生じる。このため接合境界部の軟鋼において強度低下をきたすことも考えられる。しかし、脱炭層の幅が狭く、引張試験片の採取が困難であるためこの論文では、脱炭層の降伏応力として、0.01%C炭素鋼の降伏応力で代表させた⁵⁻⁴)。

Fig. 5-32とFig. 5-33は、式(5-2)~(5-4)より計算したSUS304爆着クラッド鋼の板厚方向の応力分布とひずみ分布を示す。なお、SUS304鋼および軟鋼の弾性係数(E)⁵⁻⁵⁾は、Fig. 5-34に示すように温度とともに変化させた。



Fig. 5-32 Stress distributions of SUS304 explosive clad steel at various temperature



Fig. 5-33 Strain distributions of SUS304 explosive clad steel at various temperature

加熱温度が500℃の場合、加熱 過程の各温度で高い降伏応力を有 しており、加熱過程ではSUS304鋼 と軟鋼は、ほぼ弾性的に変化する。 したがって水温から500℃までの SUS304鋼と軟鋼の自由熱膨張差に よって軟鋼側を凸とするような曲 がり変形が生じても、冷却過程で はこの曲がり変形は減少し、1サ イクル後軟鋼およびSUS304鋼には 応力が存在しないので変形も生じ ない。それに対して加熱温度700℃ の場合、500℃以上で軟鋼の降伏応 力(σ_{s})および弾性係数の低下は、 SUS304鋼に比べて著しく、

700℃では3.64kg/mm²と なり、接合境界部の軟鋼 は塑性変形し、大きな引 張の塑性ひずみを生じる。 このような状態より冷却 すると、冷却過程では軟 鋼の弾性係数および降伏 応力も上昇するのでほぼ 弾性的な挙動をする。

したがって、完全に冷却 した後には、Fig.5-33に (20 5) 5-0 200 400 600 800 Temperature (°C)





Fig. 5-35 Residual stress distribution of SUS304 explosive clad steel

示したように加熱過程で生じた塑性ひずみを固有ひずみ(gx)として板厚方向の残留応力および曲がり変形量⁵⁻⁶⁾を下記に示す式により弾性計算した。

試験片の長手方向のひずみをε *、応力をσ *とすれば応力とひずみの関係は

$$\varepsilon_{\mathbf{x}} = \sigma_{\mathbf{x}} / \mathbf{E} + \mathbf{g}_{\mathbf{x}} \tag{5-11}$$

で与えらる。また、試験片の曲率半径をrとすると、最初平面であった断面が 曲がり変形した後も平面を保てば

$$\varepsilon_{\mathbf{x}} = \mathbf{y} / \mathbf{r} + \varepsilon_{\mathbf{0}} \tag{5-12}$$

となる。ただし ε_0 は中立軸のひずみである。式(5-11)と(5-12)から $\sigma_x = E (y/r + \varepsilon_0 - g_x)$ (5-13)

-118-

となる。 r と ε ₀を求めるには、試験片には外力が働いていないので、試験片 断面に働く応力の総和と曲げモーメントはゼロである条件を用いる。これを単 位板幅で式に表すと

$$\varepsilon_0 \int dy + \frac{1}{r} \int y \, dy = \int g_x dy \qquad (5-14)$$

 $\varepsilon_0 \int y \, dy + 1/r \int y^2 \, dy = \int g_x y \, dy \qquad (5-15)$

になり、これらより r と ε 。外力が求められ、応力の計算ができる。

Fig. 5-35は計算結果を示す。なお、弾性係数Eは、軟鋼、SUS304鋼とも2× 10*kg/mm²とした。引張塑性ひずみ領域には圧縮の残留応力とそれ以外の領域 には小さい引張残留応力が生じており、曲率半径rは3×10⁵mmでSUS304鋼側へ の曲がり変形が生じる。この値は実験結果(約3×10⁴mm)より大きな値であり、 冷却過程における表面と内部の温度差に基づく熱応力も影響しているものと考 えられるが、加熱温度で引張塑性ひずみが生じることが主な因子と思われる。 5.3.4 チタン爆着クラッド鋼の場合

Fig. 5-36~Fig. 5-38は、加熱温度400℃、500℃および700℃で熱サイクルに よって生じる試験片の変形と完全破損後の試験片外観を示す。

加熱温度が400℃(Fig. 5-36)と低い場合、変形は、合わせ材チタン側および 母材軟鋼側ともほとんど認められず、熱サイクル約1000回で試験片長手方向端 部の接合境界面に生じた剥離割れが、熱サイクル数の増加とともに中央部に伝 播し、アルミニウム爆着クラッド鋼や銅爆着クラッド鋼よりその寿命は長いが、 5600回で完全剥離に至っている。



Fig. 5-36 Deformation of titanium explosive clad steel after thermal cycling(400°C)[(a), (b), (e) longitudinal side;(c) failure surface(titanium);(d) failure surface(carbon steel)]



Fig. 5-37 Deformation of titanium explosive clad steel after thermal cycling(500°C)[(a), (b), (c), (f) longitudinal side;(d) failure surface(titanium);(e) failure surface(carbon steel)]



Fig. 5-38 Deformation of titanium explosive clad steel after thermal cycling(600°C)[(a), (b), (c) longitudinal side]

加熱温度を500℃(Fig. 5-37)とすると、その破損寿命は2900回まで減少した。 そして、その変形は、合わせ材チタン側にのみ認められ、母材軟鋼側には認め られなかった。チタンの長手方向の長さは、熱サイクル数1500回までは軟鋼に 対して相対的に減少し(Fig. 5-37-(a))、アルミニウム爆着クラッド鋼とは逆の



(a) Surface



(b) 5mm depth



現象がみられた。これは、チタンの線膨張係数が軟鋼に比べて小さく、加熱時 に引張の大きな力が加わり、塑性変形と接合境界部ですべりが生じるのに対し、 冷却過程ではほぼ弾性的な変形と温度低下にともなう接合強度上昇によって、 加熱過程とは逆方向のすべりが拘束されるため、1サイクル後チタンは軟鋼に 対して相対的に減少するものと考えられる。しかし、熱サイクル数が1500回以 上になると、チタンは軟鋼に対して長くなる傾向がみられ、完全剥離(Fig. 5-37-(d))時には軟鋼より15㎜も長くなっていた。また、剥離したチタン表面に は幅方向の割れとチタン側への曲がり変形を示した。Fig. 5-39は、チタンの長 手方向長さが、軟鋼に対して減少から増加に転じる熱サイクル2000回で、板幅 表面および5mm切削面における接合境界部の光学顕微鏡写真を示したものであ る。板幅表面では、接合境界に沿って母材軟鋼および合わせ材チタンとは異なっ た層が観察され、この層と軟鋼の境界に割れがみられた。また、この層よりチ タン側や軟鋼側へ伝播する板厚方向の割れもみられた。この層を明らかにする ため、Fig. 5-40は、5mm切削面における接合境界部の電子反射線像とFe、Ti および〇の各X線Ka線像を示す。FeKa、〇Ka線像より、接合境界に沿って 生成する層は鉄の酸化物であることが明らかになった。



Current photograph







TiKa

以上の事より、加熱温度500℃の熱疲労での割れ発生と伝播は、次のように 考えられる。すなわち、熱疲労の初期段階における加熱過程では、第4章で述 べたように軟鋼側からチタン側へ炭素が拡散移動し、接合境界面に沿って脆弱 なチタン炭化物を析出する。そして、熱サイクル数の増加にともなう熱応力や、 熱ひずみによる損傷の累積で、チタン炭化物内に割れが発生する。一端割れが 生じると、水冷時に水が割れに浸入し、この水分によって加熱過程で鉄が酸化 される。この鉄の酸化による体積膨張が一種のクサビ効果として、割れ先端部 に引張応力場を形成し、これと熱応力によって、割れはさらに伝播するものと 考えられる。さらに、チタンの長手方向長さが軟鋼に対して相対的に長くなる 熱疲労サイクル数と、鉄の酸化物内の割れがチタン側へ伝播する熱サイクル数 とがほぼ一致していることから、チタンの長手方向長さが軟鋼に対して相対的 に長くなる現象は、割れの板厚方向へ伝播が関係しているものと考えられる。

加熱温度600℃(Fig. 5-38)では、変形は、銅やSUS304爆着クラッド鋼の加熱 温度700℃の場合と同様に曲がり変形を示した。しかし、曲がり変形の方向は、 合わせ材チタンの線膨張係数が、母材軟鋼のそれより小さいため、銅やSUS304 爆着クラッド鋼とは反対方向であった。割れは、接合境界部以外に母材軟鋼側 にも多数発生し、1000回以上になると軟鋼側の酸化が激しく、1363回(Fig. 5-37-(c))を完全破損とみなした。

5.3.5 破損寿命におよぼす加熱温度の影響

各爆着クラッド鋼とも加熱温度が上昇すると、破損寿命が低下することは明 らかであり、破損寿命の加熱温度依存性をみるため、加熱温度と破損寿命の関 係をFig. 5-41に示す。

各爆着クラッド鋼とも試験温度範囲内では、破損寿命は加熱温度の低下にと もなって指数関数的に増大する。

まず、加熱温度の影響についてみると、SUS304爆着クラッド鋼は、加熱温度 を700℃から500℃に低下させると、その破損寿命は272回から5995回と20倍以 上も増加し、加熱温度の影響を受け易い爆着クラッド鋼であった。一方、銅爆 着クラッド鋼では、加熱温度を700℃から500℃に低下させても、その破損寿命 は110回から300回と3倍程度しか増加せず、加熱温度の影響が少ない爆着クラッ ド鋼であった。アルミニウム爆着クラッド鋼とチタン爆着クラッド鋼の温度依 存性は、SUS304爆着クラッド鋼と銅爆着クラッド鋼の中間に存在していた。こ のように、爆着クラッド鋼の合わせ材によって温度依存性は異なっていた。

次に、同一加熱温度500℃で各爆着クラッド鋼の破損寿命を比較すると、 アルミニウム爆着クラッド鋼が最も短寿命であり、次いで銅爆着クラッド鋼、 チタン爆着クラッド鋼そしてSUS304爆着クラッド鋼が最も長寿命で、アルミニ ウム爆着クラッド鋼の 50倍以上であった。 このように、加熱温度 で比較すると、接合部 における剥離強度の低 い合わせ材や母材軟鋼 との線膨張係数差の大 きい合わせ材を使用し た爆着クラッド鋼ほど、 熱疲労特性が劣ってい るようである。

しかし、このような 破損寿命におよぼす因 子が、熱サイクル中に 生じる応力によるもの か、又はひずみによる



ものかは加熱温度からでは判断できない。したがって、次節では、熱サイクル 中に生じる応力、弾性ひずみおよび塑性ひずみを弾塑性解析し検討する。

5.4 熱弾塑性解析による破損寿命の評価

5.4.1 熱弹塑性解析方法

爆着クラッド鋼が加熱、冷却の熱サイクルを受けた場合、ある熱サイクル数 で接合境界部に剥離割れが発生し、その割れが熱サイクルの増加とともに伝播 し完全破損に至っている。このように完全破損に至る経過を合わせ材と母材で 線膨張係数や熱伝導率が異なる材料の組み合わせである銅爆着クラッド鋼の銅 と軟鋼に生じる応力とひずみを例にとってモデル化すると次のようになる。

水温から加熱すると、線膨張係数の大きい銅には圧縮応力が、反対に軟鋼に は引張応力が発生する。この銅に発生する圧縮応力は、銅の板厚12mmが軟鋼の 板厚25mmに比べておよそ1/2であることより、軟鋼の2倍程度の大きい値(Fig. 5-42)となる。この圧縮応力は、温度上昇にともなって増加する。しかし、温 度上昇にともなって、Fig. 5-23に示したように銅の降伏応力の低下により、銅 には圧縮塑性ひずみも発生する。さらに温度が上昇すると、銅側の圧縮応力は 減少し、圧縮塑性ひずみが増加する。そして、加熱温度での銅は、小さい圧縮 力と大きい圧縮塑性ひずみ状態になる。次に、加熱温度で残留応力および残留 ひずみがないものとして水冷すると、銅の熱伝導率が軟鋼のそれより大きいた

め、冷却初期において、銅には 銅と軟鋼の線膨張係数差による ひずみではなく、銅の線膨張係 数そのものの引張ひずみが加わ ることになり、このひずみ量が、 その温度での銅の降伏ひずみを 越える値であれば、銅には引張 応力と引張塑性ひずみも発生す ることになる。その後軟鋼が遅 れて冷却するために、銅の引張 応力は減少し、圧縮応力に転じ る可能性もある。このように1 サイクル中に、銅は引張応力と 圧縮応力および引張塑性ひずみ と圧縮塑性ひずみを受けること になる。アルミニウム爆着クラ ッド鋼およびSUS304爆着クラッ ド鋼においても合わせ材の線膨 張係数が母材軟鋼に比べて大き いことより、銅爆着クラッド鋼 と同様に加熱過程では圧縮応力 と圧縮塑性ひずみを、冷却過程 では引張応力と引張塑性ひずみ を受けることが予想される。チ



111	 -	

(d) After th from cooling

	-	4444	

(e) After t₂ from cooling

Fig. 5-42 Stress and strain model during heating and cooling

タン爆着クラッド鋼の場合には、チタンの線膨張係数が軟鋼に比べ小さいため、 上記の爆着クラッド鋼とは異なり、加熱過程では引張応力と引張ひずみ、冷却 過程では反対に、圧縮応力と圧縮ひずみを受けることになる。このような1サ イクルで受ける応力ないしはひずみ損傷が累積し、ある限界の値になったとき、 接合境界部に割れが発生し、この割れが伝播し完全破損に至るものと考えられ る。したがって、熱サイクルによって合わせ材に発生するひずみと応力を算出 し、破損寿命との関連性を検討した。

本研究では熱サイクルによって生じる応力、ひずみを算出する方法は、 G. Gramong⁵⁻⁷⁾⁵⁻⁸⁾⁵⁻⁹⁾がAl-Al₈Ni、Al-CuAl₂系共晶複合材料に用いた解析方 法を基本にし、爆着クラッド鋼にも適用し得るように修正した。解析に際し、 前節で述べたように、熱疲労にともない変形や接合境界部の組織変化が生じる が、ここでは計算を簡素化するため次のような仮定を設けた。

1) Fig. 5-43に示すように、爆着クラッド鋼の変形は試験片の長手方向のみ に生じ、曲がり変形は考慮しない。

2)爆着クラッド鋼には初期残留応力はないものとし、加熱、冷却過程で、 温度および応力とひずみは、爆着クラッド鋼の合わせ材および母材ではそれ ぞれ一様である。

3)母材は、その板厚が合わせ材の板厚に比べて2倍大きいため、熱サイクルを受けても弾性体とし、合わせ材は弾性、塑性およびクリープひずみを考える。Fig. 5-44は、仮定(1)、(2)および(3)に基づいた変形モデルを示す。
4)接合境界部の組成および組織は、熱サイクルによって変化せず、その物理的特性や機械的特性も、破損まで変化しないものとする。



Fig. 4-43 Model in thermal cycling



Fig. 5-44 Mechanical model used to calculate stress and strain

なお、SUS304爆着クラッド鋼については、軟鋼は脱炭層による強度低下を考 慮した場合についても、熱応力と熱ひずみを算出した。

ある温度で母材と合わせ材の線膨張係数差によって生じる合わせ材と母材の 応力 $\sigma_{\rm f}$ と $\sigma_{\rm b}$ の間には、試験片の幅が合わせ材と母材で同一であるため、合わ せ材と母材の板厚を $h_{\rm f}$ と $h_{\rm b}$ とすれば、爆着クラッド鋼に外力が作用していな いので次式が成り立つ。

$$\sigma_{f} h_{f} + \sigma_{b} h_{b} = 0 \qquad (5-16)$$

ここで、σは応力、hは板厚であり、添字 f 、b は爆着クラッド鋼の合わせ材 と母材を表している。

爆着クラッド鋼が、その両端が自由で20℃→Tm(加熱温度)→20℃の熱サイ



Fig. 5-45 Heating and cooling curve used to calculate stress and strain

クルを受けるとき、母材および合わせ材に生じるみかけのひずみ(ε_a)_b、 (ε_a)_t変化は、線膨張係数と機械的ひずみを α 、 ε とすれば次式で与えられる。 ($\dot{\varepsilon}_a$)_b= $\alpha_b\dot{T} + \dot{\varepsilon}_b$ (5-17)

$$(\ddot{\varepsilon}_{a})_{f} = \alpha_{f} \ddot{T} + \ddot{\varepsilon}_{f}$$
 (5-18)

接合境界で母材と合わせ材が接合されているため、その長さは等しい。言い 換えると母材と合わせ材のみかけのひずみは等しく、次式を満足している必要 がある。

母材の応力とひずみ関係は、仮定 (3)より母材の縦弾性係数をE_bと すると次式になる。

 $\varepsilon_{b} = \sigma_{b}/E_{b}$ (5-20) 一方、合わせ材の機械的ひずみ ε_{f} は、(ε_{e})_f、塑性ひずみ(ε_{p})_fおよ びクリープひずみ(ε_{c})_fの和で与え られる。

$$(\varepsilon)_{f} = (\varepsilon)_{f} + (\varepsilon)_{p} + (\varepsilon)_{r}$$

(5-21)





-127-

まず、弾性ひずみは、母材と同様に合わせ材の縦弾性係数をE_fとすると (ε_{e})_f = σ_{f}/E_{f} (5-22)

次に、塑性ひずみは、降伏応力(σ_o)を越した領域についての応力とひず み関係が、Fig. 5-46に示すようにLudwickの式で表せるものとする。

 $\sigma_{f} = \sigma_{0} + K_{f} [(\varepsilon_{f})_{s}]^{nf}$ (5-23) 式(5-23)を変形すると、塑性ひずみは、

$$(\varepsilon_{\rm f})_{\rm p} = [(\sigma_{\rm f} - \sigma_{\rm o})/K_{\rm f}]^{1/{\rm nf}} - (\sigma_{\rm f} - \sigma_{\rm o})/E_{\rm f} \qquad (5-24)$$

で与えられる。ここでК」は強度係数、n」はひずみ硬化指数である。

最後に、クリープひずみは、次のような方法で求めた。

すなわち、温度Tにおいて、 t 時間後のクリープひずみは、クリープひずみ 速度を積分したものであり、次式で表せる。

 $(\varepsilon_{f})_{c} = \int (\dot{\varepsilon}_{f})_{c} dt$ (5-25)

ひずみ速度は一般に温度の関数であるが、温度変化が少ないときはほぼ一定と おくことができ、d t 時間に温度がdT変化するとすればd t = (d t /dT)dT と おける。したがって、温度領域T₁~T₂に生じるクリープひずみは次式になる。 $(\varepsilon_{1})_{c} = \int_{T_{1}}^{T_{2}} (\dot{\varepsilon}_{1})_{c} (d t /dT) dT$ (5-26)

ここで(dt/dT)は、本研究では加熱および冷却速度の逆数である。

クリープひずみ速度については、一般に応力と温度の影響を受け、種々の式 が導かれている。本解析では、Mukherjee、BirdとDorn⁵⁻¹⁰⁾⁵⁻¹¹⁾が定常クリ ープ域で表した次式を使用した。

 $(\dot{\varepsilon}_{f})_{c} kT/DG_{f}b = A(|\sigma_{f}|/G_{f})^{m}$ (5-27)

ここで、kはBoltzmann定数(1.38053×10⁻¹⁸ erg/°K = 1.41×10⁻²⁴ kg-m/°K)、 Dは温度Tでの自己拡散係数、G_fは剪断弾性係数、bはBurgersベクトルで本 解析では各材料の格子定数の1/2⁵⁻¹²とした。そして、Aとmは材料によっ て決まる定数であり、Mukherjee、BirdとDorn⁵⁻¹¹が実験により計算した値を 採用した。拡散係数DをD₀exp(-Q/RT)とおき、式(5-27)を変形すると、クリ ープひずみ速度は、

 $(\hat{\epsilon}_{r})_{c} = A(|\sigma_{r}|/G_{r})^{m}(G_{r}b/kT)D_{0}exp(-Q/RT)$ (5-28) となり、式(5-28)を式(5-26)に代入すると求めるクリープひずみ量は、

 $(\varepsilon_{f})_{c} = \int_{T_{t}}^{T_{2}} A(|\sigma_{f}|/G_{f})^{m}(G_{f}b/kT)D_{0}exp(-Q/RT)(dt/dT)dT$ (5-29) となる。なお、Dornの関係式は、定応力の下で導かれたものであり、厳密にい うと本研究のように温度、応力とも変化するクリープ現象に適用できない。し かし、本研究で用いた材料について、Dorn関係式に関するデーターは応力を計 算するのに現実的に有用であり、求めた値に多少計算誤差を含むが採用した。

合わせ材に生じる機械的ひずみは、式(5-22)、式(5-24)と式(5-29)を式

(5-21)に代入すると、次式になる。

 $\varepsilon_{1} = \sigma_{1}/E_{1} + [(\sigma_{1} - \sigma_{0})/K_{1}]^{1/n} - (\sigma_{1} - \sigma_{0})/E_{1} +$

 $\int_{T_1}^{T_2} A(|\sigma_r/G|)^m (G_r b/kT) D_0 \exp(-Q/RT)(dt/dT) dT (5-30)$ さらに式(5-30)を(5-19)に代入し積分すると、合わせ材に生じる応力 σ_r と合わせ材と母材軟鋼の線膨張差によって発生する熱ひずみに関する式となる。

 $\int_{T_{t}}^{T_{2}} (\alpha_{t} - \alpha_{b}) dT = -h_{t} \sigma_{t} / h_{b} E_{b} - \{\sigma_{0} / E_{t} + [(\sigma_{t} - \sigma_{0}) / K_{t}]^{1/nt} +$

∫^T, A(|σ_f|/G_f)^m(G_fb/kT)D₀exp(-Q/RT)(dt/dT)dT} (5-31) この式(5-31)から加熱過程で合わせ材に生じる応力は、計算することができ る。

加熱温度に到達したときの応力(σ_{f})は、高温保持中にはリラクゼイション により応力弛緩が起こる。それゆえ、保持t時間後合わせ材の弾性ひずみ [ϵ_{f}]_{t=0}は、

[(ε_f)]_{t=0}=[(ε_f)_e]_{t=t}+[(ε_f)_c]_{t=t} (5-32) となる。t時間後のクリープひずみは式(5-28)を時間で積分することにより

 $[(\varepsilon_{f})_{c}]_{t=t} = [A(|\sigma_{f}|/G_{f})^{m}(G_{f}b/kT)D_{0}exp(-Q/RT)]t$ (5-33) であるから、合わせ材の弾性ひずみを(ε_{f})_e= σ_{f} /E_fと再び置けば、合わせ 材のひずみは次式になる。

 $[(\varepsilon_{f})]_{t=t} = \sigma_{f}/E_{f} + [A(|\sigma|/G)^{m}(Gb/kT)D_{0}exp(-Q/RT)]t$ (5-34) ゆえに t 時間後の応力は、保持開始(t=0)時および保持開始 t 時間後のひずみ 量が変化しない条件より

 $\sigma_{f(t=0)}(1/E_b+h_f/h_bE_b) = \sigma_{f(t=t)}(1/E_b+h_f/h_bE_b) + [A(|\sigma_f|/G_f)^m(G_fb/kT)D_0exp(-Q/RT)]t (5-35)$

となる。

冷却時に生じる合わせ材の応力は、式(5-31)で与えられる。しかし、冷却 開始 t 時間後の∆ t 時間で冷却する温度はFig. 5-45に示したように合わせ材と 母材の冷却曲線が異なるため、次式のように合わせ材と母材の積分温度領域を 変えることによって求めた。

$$\int_{T_{b}}^{T_{a}} \alpha_{f} dT + \varepsilon_{f} = \int_{T_{d}}^{T_{c}} \alpha_{b} dT + \varepsilon_{b}$$
(5-36)
したがって冷却に生じる合わせ材の応力は、

 $\int_{T_{b}}^{T_{a}} \alpha_{f} dT - \int_{T_{a}}^{T_{c}} \alpha_{b} dT = -h_{f} \sigma_{f} / h_{b} E_{b} - \{\sigma_{0} / E_{f} + [(\sigma_{f} - \sigma_{0}) / K_{f}]^{1/nf}$

+
$$\int_{T_b}^{T_a} A(|\sigma|/G)^{\mathbf{m}}(Gb/kT) D_0 \exp(-Q/RT)(dt/dT) dT$$
 (5-37)

となる。

σ が求まれば、塑性ひずみとクリープひずみの和は

$$(\varepsilon_{f})_{p} + (\varepsilon_{f})_{p} = \varepsilon_{f} - \sigma_{f}/E_{f}$$
 (5-38)
い計算することができる

より計算することができる。

これらの式におけるα、E、G、nなどの材料定数は、一般には温度ととも に変化するが、ここでは温度に関係なく一定とした。しかし、それでもこれら 方程式の一般解を数学的に求めることはできない。そこで、加熱、冷却とも合 わせ材の積分温度領域を20℃とし、その領域での(Grb/kT)Doexp(-Q/RT)の値を 一定とし、Fig. 5-47に示すフローチャートにしたがってσrを計算した。



Fig. 5-47 Flowchart to calculate thermal stress and strain

計算手順を下記に示す。

 (1) 式(5-31)にT₁、T₂、α_f、α_b、(G_fb/kT₂)D₀exp(-Q/RT₂)、E_f、E_bおよび T₂での合わせ材の降伏応力σ₀(T₂)を代入する。 (2) $\sigma_{r}=\sigma_{0}(T_{2})の値を式(5-31)の右辺に入れ、機械的ひずみ \varepsilon_m を計算す$ $る。もし機械的ひずみ \varepsilon_mの値が合わせ材と母材との線膨張係数差によって生$ $じた左辺の熱ひずみ \varepsilon_tより大きい場合(<math>\varepsilon_{m}>\varepsilon_{t}$)には弾性計算により、 σ_{r} と ε_{r} を算出した。他方、 $\sigma_{r}=\sigma_{0}(T_{2})$ を入れて、 $\varepsilon_{m}<\varepsilon_{t}$ であれば、合わせ材の 応力を降伏応力より順次 $\Delta\sigma$ だけ多くし($\sigma_{r}=\sigma_{0}(T_{2})+\Delta\sigma$)、 $\varepsilon_{m}=\varepsilon_{t}$ が成立す るまで計算機により繰り返し計算することによって σ_{r} の値を得ることにした。 (3) 次の温度領域に対しては、爆着クラッド鋼の合わせ材と母材には (ε_{r})。と(ε_{b})。の弾性ひずみが釣り合っており、このひずみと次の温度領域で 生じた熱ひずみによって、合わせ材には新たな応力が生じるとし、順次 σ_{r} の

5. 4. 2 爆着クラッド鋼の合わせ材に生じる応力とひずみ

値を算出した。

Fig. 5-48は、アルミニウム爆着クラッド鋼の加熱温度400℃について、初期の 残留応力がないものとして、アルミニウムに生じる応力を計算したものである。 なお、計算に使用した定数でクリープに関する定数は、Dornら⁵⁻¹¹⁾が求めた 数値であり、降伏応力はFig. 5-23に示したように、温度上昇にともない直線的 に低下するものではないが、本計算では温度とともに直線的に低下するものと した。Table 5-4は、計算に用いた材料定数⁵⁻¹³⁾を示す。

Table 5-4 Parameters used in calculation(Aluminium explosive clad steel)

$h_{f}/h_{b}=0.3$	Q=34kcal/mol
$G_{f} = 2.7 \times 10^{3} \text{ kg/mm}^{2}$	m =4.4
$K_r = 15.5 kg/mm^2$	$AG_{f}bD_{0}/k=3.1\times10^{26}/sec$
n _f =0.5	dT/dt=0.5℃ /sec (heating)
$\sigma_0 = (8.06 - 0.02T) \text{ kg/mm}^2$	=50°C /sec (cooling)
$\alpha_{\rm f} - \alpha_{\rm b} = 11.2 \times 10^{-6} / {\rm °C}$	Hold time=25min

アルミニウムには、その線膨張係数が母材軟鋼に比べて大きいため、加熱す ると圧縮の応力が発生し、この圧縮応力は温度の上昇にともない直線的に増加 する。しかし、100℃以上になると温度上昇にともなう降伏応力の低下により、 120℃で6.2kg/mm²の最大圧縮を示した後減少する。さらに200℃以上ではクリ ープの影響により圧縮応力の減少は加速される。そして、加熱温度である400 ℃で、ほとんど塑性変形し応力は存在していないようである。一方、冷却過程 の初期、アルミニウムの冷却速度は、母材軟鋼に比べ著しく速いため、アルミ ニウムが380℃に冷却した時点においても軟鋼はまだ400℃である。したがって、 アルミニウムには大きなひずみが加わり、その温度での降伏応力に達している。

そして、120℃まで冷却する 間は、ほぼ、その温度での降 伏応力に等しい引張応力が発 生している。なお、冷却速度 は加熱速度に比べ100倍以上 速いため、クリープの影響は みられなかった。120℃で 6.5kg/mm²の引張応力を示し た後、引張応力が減少するの は、軟鋼が遅れて冷却するた めである。そして、1サイク ル後には5kg/mm²の引張応力 が残留する。再び温度を上昇 させると、引張応力は直線的 に減少し、100℃で圧縮応力 に転じ、160℃で4.5kg/mm²の 最大圧縮応力を示した後減少 する。そして、200℃以上で は1サイクルの全く同じ応 カー温度曲線となる。

Fig. 5-49は、加熱、冷却中 に生じる弾性ひずみと塑性ひ ずみおよびクリープひずみの 和(以下、時間に対して従属し ない塑性ひずみと時間に対し て従属的な塑性ひずみである クリープひずみの和をここで は塑性ひずみと定義する)を 示したものである。温度上昇 過程において100℃に達する まではアルミニウムは弾性状 態にある。温度が100℃を越 えると塑性変形を起こし、圧 縮塑性ひずみはしだいに増加 するが、圧縮弾性ひずみは温



Fig. 5-48 Calculated stress in aluminium during heating and cooling



Fig. 5-49 Calculated elastic and plastic strain in aluminium during heating and cooling

度上昇にともなって減少し、 400℃以上ではほとんどが圧縮 塑性ひずみになる。加熱温度 400℃に達した後冷却過程に入 ると、アルミニウムと軟鋼の 冷却速度の相違により、まず アルミニウムが冷却されるた め、アルミニウムには大きな 引張の熱ひずみが加わり、弾 性ひずみは圧縮から引張に転 じ、アルミニウムのその温度 での降伏応力を越えているた め、加熱過程とは反対の引張 塑性ひずみが生じ、圧縮塑性 ひずみは減少する。その後の 冷却もアルミニウムが先行す ためで圧縮塑性ひずみは温度 の降下にともなって減少する。 しかし、100℃以下では圧縮 塑性ひずみは一定となる。 これは、アルミニウムが20℃ 冷却する間に軟鋼が40℃以上 も冷却し、アルミニウムが弾 性状態にあるためである。完 全冷却時には7.14×10⁻→の引 張弾性ひずみと10.47×10⁻⁴の



in carbon steel during heating and cooling

圧縮塑性ひずみが残留する。再び温度を上昇させると、150℃に達するまでは アルミニウムは弾性状態にあり、温度上昇にともなって引張弾性ひずみは減少 し、引張から圧縮にかわる。そして150℃以上では降伏応力の低下により圧縮 弾性ひずみは減少し、200℃以上では1サイクルの同じひずみサイクルになる。 圧縮塑性ひずみは150℃以上で増加し、250℃以上では1サイクルと同じ圧縮塑 性ひずみとなった。

Fig. 5-50は、加熱、冷却によって軟鋼に生じる応力とひずみを示したもので ある。加熱過程で生じる引張応力および冷却過程での圧縮応力は、その温度で の軟鋼の降伏応力より低く、したがって生じるひずみも弾性ひずみである。こ れらの結果から、熱サイクルを受けても軟鋼は弾性的に挙動すると仮定するこ とはほぼ妥当であった。

加熱温度300℃、500℃については、加熱、冷却にともなって発生する応力 および弾性ひずみは、加熱温度の影響を受けず400℃の場合とほぼ同じ値であっ たが、塑性ひずみ範囲は温度とともに増加する傾向を示した。

Fig. 5-51とFig. 5-52は、冷却速度の影響を最も受けると考えられる加熱温度 500℃の銅爆着クラッド鋼について、銅と軟鋼を同一温度で冷却した場合(Fig. 5-48)と、Fig. 5-23で得られた冷却曲線に基づいて銅と軟鋼の温度が異なる場 合(Fig. 5-49)について、銅に生じる応力を計算した結果(Fig. 5-49)を示す。な お、計算に用いた材料定数⁵⁻¹¹⁾⁵⁻¹⁴⁾は、Table 5-5に示す。

Table 5-5 Parameters used in calculation(Copper explosive clad steel)

$h_{f}/h_{b}=0.48$	Q=41.7kcal/mol
$G_{f} = 4.5 \times 10^{3} \text{ kg/mm}^{2}$	m = 4. 8
$K_{f} = 46.4 \text{kg/mm}^{2}$	$AG_{f}bD_{0}/k=1.23\times 10^{29}/sec$
n f=0.34	dT/dt=0.5°C /sec (heating)
$\sigma_0 = (16.94 - 0.02T) \text{ kg/mm}^2$	=50°C /sec (cooling)
$\alpha_{\rm f} - \alpha_{\rm p} = 3.3 \times 10^{-6} / ^{\circ}{\rm C}$	Hold time=25min

銅と軟鋼が同一温度で冷却す る場合、銅と軟鋼の線膨張係数 差は3.3×10⁻⁶/ ℃とアルミニウ ム爆着クラッド鋼の線膨張係数 差11.2×10⁻⁶/℃に比べ小さく、 また、銅の降伏応力もアルミニ ウムに比べて高いことにより、 2サイクル以後では加熱過程の 300℃以上でクリープの影響によ り、多少応力減少がみられるが、 応力は15kg/mm²と-1kg/mm²の間 を往復するのみであり、ほぼ弾 性的な挙動を示した。

それに対して、冷却の違いを 考慮した場合、アルミニウム爆 着クラッド鋼について述べたと



Fig. 5-51 Calculated stress in copper during heating and cooling (Temperature is uniform throughout explosive clad steel)

-134 -

同様な理由、すなわち、まず、 銅のみが冷却するため、銅に加 わるひずみは、銅と軟鋼の線膨 張係数差3.3×10⁻⁶/℃と積分温 度範囲の積ではなく、銅の線膨 張係数17.7×10⁻⁶/℃と積分温度 範囲の積となり、このひずみに より発生する引張応力も大きく、 440℃まで冷却すると、すでに その温度での降伏応力となり、 200℃まで冷却する間、応力は 増加する。しかし、200℃以下に なると銅の冷却速度は遅くなり、 軟鋼の冷却速度は速くなるので、 銅の積分温度範囲である20℃冷 却する間に、軟鋼は30℃~60℃ 冷却し、銅に加わるひずみは負 となり、銅の引張応力は減少し、 20℃に銅、軟鋼とも冷却した時 点では5kg/mm²の圧縮応力であっ た。この現象は、金属を高温か ら水冷した際、冷却速度が速い 表面部に圧縮残留応力が生じる のと同じ理由で現れたものであ る。このような応力状態より再 加熱すると、260℃以下では1 サイクルと同様に温度上昇とと もに圧縮応力は直線的に増加し、 260℃で13kg/mm²と1サイクル 目より5kg/mm²程度高い値を示 した後、260℃以上では降伏応 力の低下と、340℃以上でのク リープの影響により圧縮応力は 減少し、400℃以上ではアルミ ニウム爆着クラッド鋼と同様に、









-135-

1サイクルと全く同じ応力ー温度曲線となった。

Fig. 5-53は、冷却の違いを考慮した加熱、冷却にともなうひずみ変化を示したものである。

加熱過程において280℃に達するまでは銅は弾性状態にある。温度が260℃を 試えると圧縮塑性変形をおこし、温度上昇にともなって圧縮塑性ひずみは直線 的に増加するが、弾性ひずみは減少し、400℃以上ではほとんどが圧縮塑性ひ ずみになる。加熱温度500℃に達した後冷却過程に入ると、最初、銅の応力は 弾性状態にあり、圧縮塑性ひずみは一定に保たれ、弾性ひずみは圧縮から引張 にかわる。しかし、まず銅が冷却されるため、銅には大きな引張の熱ひずみが 加わり、460℃に冷却後にはすでに銅の応力は降伏応力に達し、以後の温度降 下にともなって引張塑性ひずみが増加するため、加熱過程で生じた圧縮塑性ひ ずみは減少し320℃で引張塑性ひずみに転じ、220℃に冷却するまで増加した。 200℃以下では前述したように軟鋼の冷却速度が銅より速くなり、銅に加わる 熱ひずみが圧縮となるため引張弾性ひずみは減少し、100℃以下では圧縮弾性 ひずみとなる。この温度領域では銅は弾性状態であり、塑性ひずみは一定であっ た。完全冷却後には、4.55×10⁻⁴の圧縮弾性ひずみと5.02×10⁻⁴の引張塑性ひず みが残留した。再び温度を上昇させると、240℃に達するまでは銅は弾性状態 にあり、温度上昇にともなって圧縮弾性ひずみが増加する。そして、240℃以 上では銅の降伏応力低下により圧縮弾性ひずみは減少し、400℃以上では1サ イクルと同じ弾性ひずみ-温度曲線になった。塑性ひずみについても、240℃







Fig. 5-55 Stress-strain relation for thermal cycling

-136-

以上の温度で引張塑性ひずみが減少し、圧縮塑性ひずみに転じた後380℃以上 で1サイクルと同じ塑性ひずみ-温度曲線になった。

Fig. 5-54とFig. 5-55は、軟鋼と銅が同一温度で冷却する場合と、軟鋼と銅の 冷却速度が異なる場合について、その違いをより明らかにするため熱サイクル によって生じた応力-全ひずみ履歴曲線(ヒステレシス・ループ)を示す。

軟鋼と銅の冷却温度を同一とした場合、塑性ひずみは加熱過程および加熱温 度保持中に多少生じるが、ほとんど弾性ひずみで履歴曲線の描く面積は狭い。

そして応力範囲(△σ total)は 15.67kg/mm²であり、全ひずみ 範囲(Δεtotal)は12.44×10⁻⁴ であった。それに対して、軟 鋼と銅の冷却が異なる場合、 履歴曲線の描く面積は著しく 広くなる。これは、加熱過程 および冷却過程で生じる塑性 ひずみに起因しているもので ある。そして、応力範囲は 24.52kg/mm²であり同一冷却に 比べ1.5倍増加したが、全ひず み範囲は31.13×10-4となり同 一冷却に比べ2.5倍の増加を 示し、冷却速度の相違の影響 が顕著にみられた。

Fig. 5-56は、加熱、冷却中 に軟鋼に生じる応力とひずみ を示したものである。2サイ クルの加熱過程において240℃ に達するまでは引張応力は増 加し、それ以上の温度では銅 の降伏によって引張応力は減 少する。加熱温度500℃では 銅の応力がほとんど存在しな いので軟鋼にも応力は存在し ない。冷却過程では、軟鋼が 比較的高い温度である480℃で





-137-

約5kg/mm²の圧縮応力が生じ、 その後の温度低下によって圧 縮応力は増加し、380℃で最 大圧縮応力6.2kg/mm²を生じ た。380℃以下の冷却過程で は冷却にともなって圧縮応力 は減少し、完全冷却時には約 2.2kg/mm²の引張応力に転じ ていた。そして、加熱、冷却 サイクルで生じた応力は、そ の温度での軟鋼の降伏応力よ り低いので、ひずみも弾性ひ ずみであった。したがって、 銅爆着クラッド鋼を加熱温度 500℃の熱疲労試験を行った 場合、軟鋼は弾性的に挙動す るものと考えられる。

Fig. 5-57とFig. 5-58は、 銅爆着クラッド鋼の加熱温度 700℃について応力とひずみ 変化を示したものである。

冷却過程における応力変化 は加熱温度500℃と同様であ るが、冷却初期における銅と 軟鋼の温度差が加熱温度 500℃より大きいことにより、 冷却開始直後から銅は引張降 伏状態にある。そして、200 ℃以下になると反対に銅が20 ℃冷却する間に軟鋼は80℃以 上冷却し、銅に加わる負のひ ずみも大きくなり、20℃に冷 却した後の圧縮応力は500℃ の場合よりさらに高く、銅の 20℃で設定した降伏応力



Fig. 5-57 Calculated stress in copper during heating and cooling





16.54kg/mm²に達していた。 したがって、加熱過程では 新たな圧縮ひずみが加わっ ても、圧縮応力は増加せず、 温度上昇にともなう銅降伏 応力の低下により、圧縮応 力は減少し、340℃以上で のクリープの影響を受け、 さらに圧縮応力は減少する。 そして、400℃以上では500 ℃の応力サイクルと同様に、 1サイクルと全く同じ応力 ー温度曲線となる。

Fig. 5-59は、加熱、冷却 によって軟鋼に生じる応力 とひずみ変化を示したもの である。

加熱、冷却によって軟鋼 側に生じる応力は、加熱温 度700℃についても試験片 の曲がり変形が起こらない



Fig. 5-59 Calculated stress and strain in carbon steel during heating and cooling

と仮定すると、加熱過程および冷却過程に生じる応力は、いずれもその温度での軟鋼の降伏応力以下であり、銅爆着クラッド鋼についても、軟鋼を弾性体として仮定しても妥当なものであった。

Fig. 5-60は、SUS304爆着クラッド鋼の加熱温度700℃について応力変化を示し、Table 5-6は、材料定数^{5-11) 5-15)}を示す。

clad steel)	
$h_{f}/h_{p}=0.48$	Q=67.9kcal/mol
$G_{f} = 7.76 \times 10^{3} \text{ kg/mm}^{2}$	m =6.9
$K_r = 156 kg/mm^2$	$AG_{f}bD_{o}/k=5.71\times10^{34}/sec$
$n_{f} = 0.5$	$dT/dt=0.5^{\circ}$ /sec (heating)
$\sigma_{0} = (20.74 - 0.019T) \text{ kg/mm}^{2}$	=50°C /sec (cooling)
$\alpha_{\rm f} - \alpha_{\rm b} = 4.0 \times 10^{-6} / {\rm °C}$	Hold time=25min

Table 5-6 Parameters used in calculation(SUS304 explosive clad steel)

-139-
1サイクルの加熱過程で は、SUS304鋼には、アルミ ニウムや銅と同様に軟鋼に 比べて線膨張係数が大きい ため、温度上昇にともなっ て圧縮応力が発生し、この 圧縮応力は300℃までは直 線的に増加し、340℃で最 大圧縮応力17kg/mm²になる。 しかし、それ以上の温度に なると降伏応力の低下によ り、圧縮応力は減少し、 550℃以上ではクリープの 影響も受け、圧縮応力の減 少速度は加速され、加熱温 度700℃では5.32kg/mm²の 圧縮応力まで減少する。こ の圧縮応力は、さらに700 ℃の温度に保持中、式(5-35)にしたがってFig. 5-61 に示すような応力弛緩によ り、25分後すなわち冷却開 始時には1.65kg/mm²まで減 少する。冷却初期において、 SUS304鋼は側面および上面 からの冷却により軟鋼の平 均冷却速度より速くなり、 銅爆着クラッド鋼の項で述 べたと同様な理由により SUS304鋼と軟鋼の線膨張係

がSUS304鋼に加わり、SUS





数差より大きい引張ひずみ Fig.5-61 Stress change during constant temperature stress relaxation

304鋼が620℃に冷却されるとその温度での引張降伏応力に達し、その後冷却に ともない引張応力は増加する。400℃以下に冷却すると軟鋼の冷却速度がSUS 304鋼より速くなり、引張応力は減少する。しかし、SUS304鋼が200℃以下の温



度に降下するとSUS304鋼と軟鋼の温度差はなくなり、線膨張係数差による引張 の熱ひずみがSUS304鋼に加わることにより、引張応力が再び増加し、完全冷却 時には9kg/mm²の引張応力が残留していた。このような応力状態より再加熱す ると引張応力は減少し、圧縮応力に転じた後、圧縮応力は420℃で降伏するま で増加する。そして、500℃以上ではアルミニウム爆接クラッド鋼や銅爆着ク ラッド鋼と同様に、1サイクルと全く同じ応力-温度曲線となる。

Fig. 5-62は、ひずみ変化を示したものである。弾性ひずみ変化は、応力変化 と対応しており、爆着クラッド鋼には残留応力が存在しないとして計算すると、 加熱過程では圧縮の弾性ひずみが、そして、冷却過程では引張の弾性ひずみが 発生し、完全冷却時には6.52×10⁻⁴の引張弾性ひずみが残留した。この状態よ り再加熱すると引張弾性ひずみは減少し、圧縮弾性ひずみに転じた後、480℃ 以上の温度では1サイクルと同じ値を示した。塑性ひずみは、加熱過程の320 ℃に達するまでは弾性状態であり発生しない。340℃を越えると圧縮の塑性変 形を起こし、圧縮塑性ひずみはほぼ直線的に増加し、加熱温度700℃では23.28 x10⁻*の圧縮塑性ひずみとなる。さらに、700℃に保持中にはクリープによる時 間依存性の塑性ひずみが生じ、冷却開始時には26.02×10⁻ ◆の圧縮塑性ひずみが 存在した。冷却過程に入ると、640℃に降下するまではSUS304鋼は弾性状態で あり塑性ひずみは変化しない。620℃以下に降下するとSUS304鋼は引張塑性変 形を起こし、圧縮塑性ひずみは減少する。しかし、460℃以下ではSUS304鋼は 弾性状態にあり圧縮塑性ひずみは一定となり、完全冷却時には9.25×10⁻*の圧 縮塑性ひずみが残留する。この状態より再加熱すると圧縮塑性ひずみは460℃ 以上の温度で増加し、冷却開始時には28.50×10⁻ ◆の圧縮塑性ひずみになる。こ の状態より冷却すると16.77×10⁻*の引張塑性ひずみが生じ、2サイクル目の完 全冷却時には18.82×10-*の圧縮塑性ひずみが残留する。すなわちSUS304鋼では 加熱過程で生じる圧縮塑性ひずみと冷却過程で生じる引張塑性ひずみが異なる ため、完全冷却時に残留する圧縮塑性ひずみはサイクルを繰り返すと増加する 傾向がみられた。

Fig. 5-63は、加熱、冷却にともなって軟鋼側に発生する応力とひずみ変化を示す。

1サイクルおよび2サイクルの加熱過程で軟鋼に発生する引張応力は、いず れの温度においても、その温度での軟鋼の降伏応力以下であり、軟鋼は弾性状 態にある。なお、冷却過程の660℃以上でほぼその温度で軟鋼の降伏応力に近 い値となったが、曲げ変形による応力を考慮しなければ、軟鋼側は弾性体であ るとして計算してもほぼ妥当であった。

加熱温度500℃については、SUS304鋼は500℃においても降伏応力は高く、ク

-142-

リープ強度も高いため、ほとんど熱サイクルによって塑性ひずみを発生せず、 SUS304鋼と軟鋼の線膨張係数差による弾性ひずみのみであった。

次に、軟鋼脱炭層の影響を考える。

脱炭層の降伏応力は、Fig. 5-31に示したように軟鋼やSUS304鋼に比べて低く 500℃以上ではほとんど剛性をもたない。しかし、接合境界部に生じた脱炭層 の幅が狭い場合には、脱炭層の降伏応力以上の応力が負荷されても脱炭されて ない母材軟鋼によって拘束されているため、脱炭層は塑性変形できず、合わせ 材に生じる応力やひずみに影響を及ぼさないと考えられる。脱炭層の幅が広く なり脱炭されていない母材軟鋼の拘束の影響が小さくなると、接合境界部近傍 の降伏応力が、SUS304鋼や軟鋼に比べ低い脱炭層は塑性変形できるようになる と考えられる。これはセラミックと金属の固相接合において、中間層を挿入し て、中間層の塑性変形を利用して、セラミックに生じる残留応力を軽減する方法 と同じである⁵⁻¹⁶¹。

軟鋼と脱炭層では線膨張係数、弾性係数等は同じとし、各温度での降伏応力 が異なるとした。したがって、脱炭層と軟鋼に生じる応力は同じであり、ひず みが異なることになる。

脱炭層の幅をh_a、脱炭層に生じる応力を σ_a とすれば式 (5-16)は

 $\sigma_{r}h_{r} + \sigma_{a}h_{a} + \sigma_{v}(h_{v} - h_{a}) = 0$ (5-39) となる。また、脱炭層を生じていない母材軟鋼の応力と脱炭層の応力は

$$\sigma_{\mathbf{d}} = \sigma_{\mathbf{b}} \tag{5-40}$$

の関係がある。

そして、接合境界ではSUS304鋼と脱炭層のみかけのひずみは等しい。

$$\alpha_{f} T + \dot{\varepsilon}_{f} = \alpha_{f} T + \dot{\varepsilon}_{d} \qquad (5-41)$$

合わせ材であるSUS304鋼および脱炭層の機械的ひずみは、次式のように弾性ひずみ(ϵ)_e、塑性ひずみ(ϵ)_pとクリープひずみ(ϵ)_oの和で与えられるものとした。

$$\varepsilon_{f} = (\varepsilon_{f})_{e} + (\varepsilon_{f})_{p} + (\varepsilon_{f})_{c} \qquad (5-42)$$

$$\varepsilon_{\mathbf{d}} = (\varepsilon_{\mathbf{d}})_{\mathbf{e}} + (\varepsilon_{\mathbf{d}})_{\mathbf{p}} + (\varepsilon_{\mathbf{d}})_{\mathbf{c}} \tag{5-43}$$

Table 5-7 Parameters used in calculation(SUS304 explosive clad steel, decarburized band)

	•			
$h_{f}/h_{b}=0.48$	Q=67.9kcal/mol			
$G_{d} = 7.08 \times 10^{3} \text{ kg/mm}^{2}$	m =6.9			
$K_a = 64 kg/mm^2$	$AG_{a}bD_{o}/k = 1.06 \times 10^{30}/sec$			
n _d =0.2	$dT/dt=0.5^{\circ}C/sec$ (heating)			
$\sigma_{\rm o}$ = (14.5–0.025T) kg/mm ²	=50°C /sec (cooling)			
$\alpha_{\rm f} - \alpha_{\rm b} = 4.0 \times 10^{-6} / {\rm °C}$	Hold time=25min			

-143-

以下の計算方法は、前述した方法で行った。

Fig. 5-64は、脱炭層の幅を2mmとし、加熱、冷却にともなってSUS304鋼に生じる応力変化を示す。Table 5-7は、0.01%C軟鋼の材料定数⁵⁻⁴⁾⁵⁻¹¹⁾を示す。

加熱過程で生じる最大圧 縮応力は、約15kg/mm²と軟 鋼を弾性体として計算した 前述の場合と変化はなかっ たが、冷却過程で生じる最 大引張応力は10kg/mm²と 5kg/mm²程度減少した。そ れ以上変化するのはFig. 5-65に示すひずみ変化である。 塑性ひずみはほとんど発生 せず、SUS304鋼は弾性的に 挙動する。

Fig. 5-66は、軟鋼側脱炭 層に生じる応力とひずみ変 化を示す。応力変化はSUS 304鋼に生じる応力と反対 でその値は約1/2である。 しかし、ひずみ変化は非常 に異なっている。すなわち、 加熱過程においては480℃ に達するまでは脱炭層は弾 性状態にある。温度が500 ℃を越えると塑性変形をお こし、引張塑性ひずみは急 激に増加し、加熱温度700 ℃では18.03×10⁻⁺の引張塑 性ひずみに、さらに加熱温 度保持中のクリープひずみ 1.73×10⁻ 4が加わり、冷却 時には19.76×10-*の引張塑 性ひずみとなる。冷却過程 初期には、大きな圧縮の熱



Fig. 5-64 Calculated stress in SUS304 during heating and cooling



Fig. 5-65 Calculated elastic and plastic strain in SUS304 during heating and cooling

-144-

ひずみが脱炭層に加わるの で、弾性ひずみは引張から 圧縮にかわる。さらに脱炭 層の応力は、その温度での 降伏応力を越えているため、 圧縮の塑性ひずみが生じ、 引張塑性ひずみは温度の降 下とともに減少し、600℃ に冷却した後には加熱過程 で生じた引張塑性ひずみと ほぼ同じ量の圧縮塑性ひず みが生じた。600℃以下に 温度が降下すると脱炭層は 弾性状態になった。

このように、脱炭層を考 慮するとSUS304鋼側では脱 炭層が塑性変形するため加 熱、冷却によって発生する 応力も多少低下するが、そ れ以上に塑性ひずみがほと んど発生しなくなった。そ れに対して、脱炭層では大 きな塑性ひずみが発生した。



Fig. 5-66 Calculated stress and strain in decarburized band during heating and cooling

Fig. 5-67とFig. 5-68は、チタン爆着クラッド鋼の加熱温度500℃について、 加熱、冷却にともないチタンに生じる応力およびひずみ変化を示したものであ り、Table 5-8^{5-11) 5-17) 5-18})は材料定数を示す。

clad steel)	
$h_{f}/h_{b}=0.14$	Q=51.9kcal/mol
$G_{f} = 4.55 \times 10^{3} \text{ kg/mm}^{2}$	m =5.3
$K_{f} = 156 kg/mm^{2}$	$AG_{f}bD_{o}/k = 1.07 \times 10^{30}/sec$
n _f =0.5	dT/dt=0.5°C /sec (heating)
$\sigma_{\rm o} = (25-0.038 {\rm T}) {\rm kg/mm^2}$	=50 $^{\circ}$ C /sec (cooling)
$\alpha_{\rm f} - \alpha_{\rm b} = -4.5 \times 10^{-6} / ^{\circ}{\rm C}$	Hold time=25min

Table 5-8 Parameters used in calculation(Titanium explosive

-145-



Fig. 5-67 Calculated stress in titanium during heating and cooling

Fig. 5-68 Calculated elastic and plastic strain in titanium during heating and cooling

1サイクルの加熱においては、初期残留応力をないものとし、チタンの線膨 張係数が軟鋼に比べ小さいので、加熱とともにチタンにはアルミニウム、銅お よびSUS304爆着クラッド鋼とは反対に引張応力が発生し、300℃で13kg/mm²の 最大値を示した後、降伏応力の低下および400℃以上でのクリープの影響によ り引張応力は減少し、500℃では4kg/mm²の引張応力となる。この応力は保持時 間中にさらにクリープにより減少し、冷却開始時には0.51kg/mm²と小さな値と なる。冷却過程に入ると、チタンは上面からの冷却により軟鋼より早く冷却し、 チタンの線膨張係数が軟鋼より小さいにもかかわらず、冷却初期には引張応力 が生じる。しかし、軟鋼の冷却にともない、チタンの引張応力は減少し、圧縮 応力に転じた後、冷却とともに圧縮応力は増加し、20℃では21kg/mm²程度の値 となった。このような応力状態より再加熱すると、圧縮応力は温度に比例して 減少する。そして、クリープの影響があらわれる温度である400℃以上では、 その応力が5kg/mm²以下になり、ほとんどクリープの影響を受けず、500℃での 応力である0.51kg/mm²の引張応力となる。したがって、そのひずみ変化はFig. 5-68に示すように、1サイクルの加熱過程においては、大きな引張の塑性ひず

-146-

みが生じるが、冷却過程では塑性ひずみは発生せず、2サイクル以降のひずみ 変化はSUS304爆着クラッド鋼の加熱温度500℃の場合と同様に、弾性ひずみの みで塑性ひずみは全くあらわれなかった。したがって、チタンに比べて板厚の 大きい軟鋼は弾性状態にあると考えられる。

これらの計算結果より、合わせ材がアルミニウムや銅のように、母材軟鋼に 比べ高温強度が低く、熱伝導係数が大きい合わせ材を使用した爆着クラッド鋼 では冷却速度の影響を受け、合わせ材に生じる塑性ひずみは、一様に加熱、冷 却した場合より大きくなる傾向を示した。しかし、本計算結果は、曲げ変形の 影響を無視しており、銅爆着クラッド鋼およびSUS304爆着クラッド鋼の加熱温 度700℃について曲げ変形の影響と冷却時の温度分布を考慮した応力およびひ ずみを計算する必要があると考えられる。

5.4.3 破損寿命の評価

Table 5-9は、計算によって得た最大応力、最小応力と全ひずみ範囲および 実験で得られた各爆着クラッド鋼の完全剥離までの熱サイクル回数(破損寿命) を総括して示したものである。

Clad	T _{max}	σ _{max}	$T(\sigma_{max})$	σ _{min}	$T(\sigma_{min})$	Δε (total)	Nf
metal	°C	kg/mm²	°C	kg/mm²	C		cycle
Aluminium	300	6.59	80	-4.25	160	33.85x10-4	700
	400	6.54	100	-4.54	160	44.05x10-+	311
	500	5.48	140	-5.76	140	58.46x10-4	127
							138
Copper	400	13.58	160	-8.23	300	22.54x10-4	400
	500	12.77	200	-11.75	260	33.78x10-+	265
						-	305
	600	12.46	180	-14.30	120	42.54x10-+	233
	700	12.22	220	-16.54	20	54.54x10-4	105
			· .				118
SUS304	500	20.74	20	-5.35	500	13.45x10-+	5995
	600	18.57	200	-10.18	600	19.64x10-4	1363
	700	15.28	440	-14.89	460	28.37x10-4	272
	*	10.35	460	-15.62	400	13.18x10-4	
	**	7.14	460	-4.90	400	22.87x10-4	
Titanium	400	1.80	400	-14.75	20	15.96x10-4	5600
a ^r	500	2.49	500	-20.65	20	22.04x10-4	2900

Table 5-9 Calculated quantities and number of cycles to failure

*: Considering factor of decarburized band

**: Decarburized band in SUS304 explosive clad steel

アルミニウム爆着クラッド鋼の場合、最大引張応力および最大圧縮応力の発 生する温度が、加熱温度に関係せず、冷却過程の100℃前後および加熱過程の 160℃前後であるため、加熱温度を増しても増加せず、引張応力および圧縮応 力とも4kg/mm²~6.5kg/mm²とほぼ一定値であった。それに対して、ひずみ範囲 は、加熱温度を300℃から500℃に上昇させると33.85×10⁻⁴から58.46×10⁻⁴と大 きく増加する傾向があった。

銅爆着クラッド鋼の最大引張応力は、いずれの加熱温度においても、冷却過程の200℃程度で発生するため、加熱温度の影響を受けず、ほぼ一定値であった。最大圧縮応力は加熱温度を増すと、加熱過程の低温側に移行するため、加熱温度の上昇とともに8.23kg/mm²から16.54kg/mm²まで増加した。また、ひずみ範囲も加熱温度とともに22.25×10⁻⁴から54.54×10⁻⁴と増加した。とくに700 ℃では、銅と軟鋼の線膨張係数差と加熱温度の積である23.12×10⁻⁴に比べて、約2倍の値である。これは、前述したように冷却過程の初期段階で銅の冷却速度が軟鋼に比べ著しく速いために、銅に大きなひずみが加わったためである。

SUS304爆着クラッド鋼の場合、SUS304鋼は加熱温度500℃では初めの1サイ クルのみ塑性ひずみをともなうが、2サイクル以降はほぼ弾性的な挙動を示す ため最大引張応力は20℃で、最大圧縮応力は加熱温度500℃であった。加熱温 度600℃、700℃では塑性ひずみをともなうため、最大引張応力を示す温度が冷 却過程の高温側に移行し、その応力も減少するのに対し、最大圧縮応力は加熱 過程の低温側へ移行し、増加する。ひずみ範囲について、銅爆着クラッド鋼と 比較すると、SUS304鋼と軟鋼との線膨張係数差は銅と軟鋼との差より大きいに もかかわらず、同一加熱温度では、SUS304鋼に生じるひずみは小さい。これは、 SUS304鋼の降伏応力が銅に比べて大きいことと、冷却過程でSUS304鋼と軟鋼の 冷却速度がほぼ同一であるためである。

チタン爆着クラッド鋼の場合、チタンは加熱過程および冷却過程とも弾性的 な挙動を示すため、最大引張応力は加熱温度で、最大圧縮応力は20℃で生じた。

このように本研究に使用した爆着クラッド鋼において、合わせ材に生じる応 力およびひずみの大きさは、合わせ材の降伏応力、母材と線膨張係数差および 冷却速度差によって異なっていた。

一般に異種材料の加熱、冷却にともなう接合境界強さを支配する因子を考え るとき、例えば、延性に乏しいセラミックと延性に富む金属接合体の場合、セ ラミックの線膨張係数が金属の線膨張係数より小さい組み合わせでは、接合後 の冷却過程における収縮量の差によって、熱応力が発生する。とくに接合境界 面端部近傍に界面垂直方向応力が発生し、接合部に界面剥離などの欠陥を発生 させることになる。しかも、セラミックの変形能は小さく、破壊点までの応力



Fig. 5-69 Effect of calculated stress on number of cycles to failure



Fig. 5-70 Effect of calculated total strain on number of cycles to failure

がひずみにほとんど比例的に増し、その破壊形態も脆性的な破壊であることが 多く、界面端部での弾性的応力特性が重要指標となる場合が多いと報告されて いる⁵⁻¹⁹。一方、本研究に使用した爆着クラッド鋼の母材と合わせ材および 接合境界部はセラミックと比較して延性に富んでおり、破壊までに多量の塑性 変形を生じることができ、降伏応力を越えると塑性ひずみは増加しても、応力 は増加せず、1サイクルまたは数サイクルの加熱、冷却で試験片が完全破損す ることは少なく、応力以外にひずみの因子を考える必要がある。まず、ここで は母材と合わせ材は加熱、冷却によって前述したように両者の線膨張係数差や 冷却速度の相違に基づく膨張差や収縮差によって、接合境界部は加熱過程では ある方向へ応力を受け、冷却過程では逆方向に応力を繰り返し受けるが数回の 加熱、冷却によって破損することはなく、銅爆着クラッド鋼の加熱温度700℃ でも加熱、冷却サイクルを105回受けて完全破損に至っている。したがって、 このような熱疲労においては、その発生応力の絶対値だけでなく逆方向の応力 も破損寿命の影響を及ぼすと考えられるので、本研究では、まず、応力範囲と 破損寿命の関連性を調べ、その結果をFig. 5-69に示す。

この図より明らかなように、銅爆着クラッド鋼、チタン爆着クラッド鋼のように破損寿命が応力範囲の低下にともなって増大する爆着クラッド鋼と、アル ミニウム爆着クラッド鋼、SUS304爆着クラッド鋼のように応力範囲の変化が少 ないにもかかわらず破損寿命が変化する爆着クラッド鋼に分かれた。特に、ア ルミニウム爆着クラッド鋼の場合、加熱温度の上昇にともなう応力増加は見ら れないにもかかわらず、破損寿命は減少するようである。したがって、応力の 絶対値が大きい場合には、割れ伝播におよぼす影響は無視できないと考えられ るが、本研究結果では応力は2次的因子とみなしうる。

接合部で合わせ材と母材は、母材と合わせ材の線膨張係数の相違と、母材と 合わせ材の冷却速度の相違にともなって発生する熱ひずみより、加熱過程では ある方向へ変形し、冷却過程では逆方向へ変形することになる。すなわち、接 合境界では常に弾性および塑性のくい違いが起こっていることになり、このく い違い量が界面剥離にとって支配的な因子であると考えられる。そこで、この くい違い量としては、本研究では全ひずみ範囲が間接的に対応していると考え た。各爆着クラッド鋼について、計算で得られた全ひずみ範囲(logΔε total) と破損寿命(logN f)の関係を示すとFig.5-67になる。各爆着クラッド鋼とも、 破損寿命は全ひずみ範囲が減少するとともに、指数関数的に増加する傾向があっ た。同一加熱温度で各爆着クラッド鋼を比較すると、母材と合わせ材の線膨張 係数差が大きく、かつ合わせ材の熱伝導率が母材のそれより大きく冷却中に大 きな塑性ひずみが生じるアルミニウム爆着クラッド鋼や銅爆着クラッド鋼は短 寿命側であるのに対して、線膨張係数差が少なく、冷却速度の差の小さいSUS 304爆着クラッド鋼やチタン爆着クラッド鋼は長寿命側であった。とくに銅爆 着クラッド鋼はその勾配が大きく、加熱温度500℃以下での熱疲労特性が劣っ ていた。

なお、全ひずみを計算する際、試験片の寸法効果、界面端部、試験片内部の 温度勾配および試験片の変形、特に曲がり変形と接合境界面での組織変化にと もなう機械的特性変化などの影響を考慮せずに導いたものであるから、一概に 論ずることはできないが、これらの結果より、接合境界部での破損特性は、線 膨張係数差や合わせ材と母材の熱伝導の相違によって合わせ材に発生する応力 より、弾性および塑性を含めた接合境界部でのくい違い変形によって支配され ているようである。

以上の結果より、接合境界部の延性に富む爆着クラッド鋼が化学プラントの 部材として使用された場合、その装置の運転開始と停止ならびにシャット・ダ ウンにともなう加熱、冷却サイクルを受け、接合境界部が破損する過程は次の ように推定し得る。

爆着クラッド鋼が加熱されると、合わせ材はその温度および線膨張係数に応 じて自由膨張をしようとするが、合わせ材は母材軟鋼と一体に接合されている ため自由膨張が抑制される。すなわち、合わせ材の膨張が母材に比べ大きい場 合には、合わせ材は母材より圧縮作用を受け圧縮応力を発生し、この応力がそ の温度での降伏応力を越えれば、塑性ひずみも発生する。これら発生した応力 やひずみは合わせ材表面に比べ拘束が大きく、構造的に不連続で応力やひずみ 集中が生じやすい接合境界部で大きくなる傾向がある(Fig.5-16)。また、冷却 過程では、加熱過程で塑性ひずみが生じた場合、引張応力と引張の塑性ひずみ が発生することもある(Fig.5-58)。言い換えると、接合境界部近傍は加熱、冷 却によって常に弾性および塑性的なくい違いを起こしている。したがって加熱、 冷却が繰り返し与えられると、このくい違いの累積によって、第2章〜第4章 で明らかにしたように加熱温度で組織変化を生じた接合境界部近傍で最も弱い 部分に割れが発生し、その割れが伝播し、爆着クラッド鋼の接合境界部で破損 するものと考えられる。

5.5 結言

以上、合わせ材をアルミニウム、銅、SUS304鋼とチタンとした各種爆着クラッ ド鋼の熱疲労試験を行い、次のような結果を得た。

1) アルミニウム爆着クラッド鋼は、炉中加熱、水中冷却による熱疲労によっ て合わせ材アルミニウムのみ変形し、その長さは母材軟鋼に対して相対的に伸 びる傾向を示したが、アルミニウムと軟鋼の冷却速度を同一とすると、このような現象はほとんどみられなかった。

2) 銅、SUS304鋼そしてチタン爆着クラッド鋼は、加熱温度が500℃以下の 熱疲労では合わせ材および母材ともほとんど変形は認められず、接合境界面に 生じた剥離割れが伝播し、完全剥離に至った。それに対して、600℃以上では、 合わせ材および母材とも変形し、線膨張係数の大きい材料側を凸とした曲がり 変形がみられた。

3) 各種爆着クラッド鋼とも、本加熱温度範囲内では、加熱温度の低下にと もなって、破損寿命数は、指数関数的に増加した。そして、接合境界部強度の 低い合わせ材や母材軟鋼との線膨張係数差の大きい合わせ材を使用した爆着ク ラッド鋼ほど、熱疲労特性が劣っていた。

4) 降伏応力、クリープを考慮して、熱サイクルを受けたとき合わせ材に生 じる応力、ひずみ解析を行い、全ひずみ範囲で実験結果から得られた破損寿命 を整理すると、いずれの爆着クラッド鋼も破損寿命は全ひずみ範囲の減少とと もに指数関数的に増加し、破損が接合境界部でのくい違い量に相当している弾 性と塑性ひずみを含めた全ひずみサイクルの累積によって支配されていると考 えられた。

参考文献

- 5-1) 日本金属学会編:金属便覧, 丸善(1986), 2-5
- 5-2) 日本金属学会編:金属便覧, 丸善(1986), 286
- 5-3) 「異材接合界面の力学」分科会編:異材接合界面の力学, Part 1, 溶接学会 (1991), 35
- 5-4) 強度設計データブック編集委員会編:強度設計データブック,裳華房 (1989),62
- 5-5) 渡辺,佐藤:溶接力学とその応用,朝倉書店(1965),152
- 5-6) 渡辺,佐藤:溶接力学とその応用,朝倉書店(1965),283
- 5-7) G.Gramong:Elastic-Plastic of Deformation Induced by Thermal Stress in Eutectic Composites:1. Theory, Met. Trans., Vol. 5(1974), No. 10, 2183-2190
- 5-8) G.Gramong:Elastic-Plastic of Deformation Induced by Thermal Stress in Eutectic Composites: II. Thermal Expansion, Met. Trans., Vol. 5(1974), No. 10, 2191-2197
- 5-9) G.Gramong:Elastic-Plastic of Deformation Induced by Thermal Stress in Eutectic Composites:Ⅲ.Thermal Cycling Damage, Met.

Trans., Vol. 5(1974), No. 10, 2199-2205

- 5-10) R. L. Orr, O. D. Sherby, J. E. Dorn:Correlations of Rupture Data for Metals at Elevated Temperatures, Trans. ASM, Vol. 46(1954), No. 1, 113-128
- 5-11) A. K. Mukherjee, J. E. Bird and J. E. Dorn: Experimental Correlation for High-Temperature Creep, Trans. ASM, Vol. 62(1969), No. 1, 155-178
- 5-12) P. B. Hirsch編, 堂山, 二宮, 竹内: ハーシュ金属の物理, 格子欠陥, 丸善(1976), 58-62
- 5-13) METALS HANDOBOOK Vol.1 : Properties and Selection of Metal, AMERICAN SOCIETY FOR METALS(1961), 1197
- 5-14) METALS HANDOBOOK Vol.1 : Properties and Selection of Metal, AMERICAN SOCIETY FOR METALS(1961), 1007
- 5-15) METALS HANDOBOOK Vol.1 : Properties and Selection of Metal, AMERICAN SOCIETY FOR METALS(1961), 503
- 5-16)「異材接合界面の力学」分科会編:異材接合界面の力学, Part 1,溶接学会 (1991), 108-119
- 5-17) METALS HANDOBOOK Vol.1 :Properties and Selection of Metal, AMERICAN SOCIETY FOR METALS(1961), 503
- 5-18) 平野,一法師:Fe-Ti系の相互拡散,日本金属学会誌, Vol. 32(1968), No. 9, 815-821
- 5-19)「異材接合界面の力学」分科会編:異材接合界面の力学, Part 1, 溶接学会 (1991), 47-76

第6章 総 括

本研究は、合わせ材をSUS304鋼、アルミニウム、チタンとした爆着クラッド 鋼について加熱による接合境界の組織変化を、顕微鏡、X線マイクロアナライ ザ、X線回折により調査し、合わせ材および母材含有元素の拡散挙動を冶金学 的に研究を行った。さらに、これらの爆着クラッド鋼の熱疲労試験を実施し、 熱弾塑性解析および組織観察により破損に及ぼす因子についての研究を行った。

以下得られた主な知見を本文の順序で総括する。

第1章では、取り扱った爆着クラッド鋼の使用用途と使用時における損傷例 および本研究に関する従来の報告を簡単に述べ、高温使用における問題点を指 摘した。

第2章では、まず工業的に最も多く使用されているSUS304爆着クラッド鋼を 取り挙げ、加熱による接合境界組織変化について検討した。500℃以上に加熱 すると、母材軟鋼から合わせ材SUS304鋼へCが拡散移動し、母材軟鋼部には脱 炭層が、SUS304鋼には浸炭層が生じ、これらの幅は各温度とも加熱時間の放物 線則にしたがって増加することを示した。浸炭層については、600℃以下では $Cr_{23}C_{6}$ から成り、700℃になると接合境界近傍では $Cr_{7}C_{3}$ を主成分とする炭 化物、そして、接合境界より離れると $Cr_{23}C_{6}$ を主成分とする炭化物からなる ことを明らかにした。さらに、700℃ではCのみならず置換型元素であるFe、 Cr、Niも拡散することをX線マイクロアナライザにて確認している。C拡散 に関し、接合境界でのC拡散の駆動力がフェライトとCr炭化物の炭素活量差 であることを明らかにした。

第3章では、アルミニウム爆着クラッド鋼の加熱による接合境界組織変化に ついて調査した。400℃以上の加熱により接合境界にはFeとA1の拡散によっ て軟鋼およびアルミニウムとも異なり約Hv800と非常に硬い金属間化合物が生 成し、この金属間化合物層は加熱温度、時間とともに増加することを示した。 そして、この金属間化合物がθ(FeA1₃)相であることを明らかにした。

第4章では、チタン爆着クラッド鋼の加熱による接合境界組織変化について 調査した。500℃以上の加熱によって、Cは母材軟鋼からチタンへ拡散移動し、 接合境界近傍の軟鋼には脱炭層、チタンにはTi炭化物が生成し、脱炭層の幅 は加熱温度、時間とともに増加するが、Ti炭化物層は時間によって増加せず、 Ti炭化物濃度が増加するのみであることを示した。Fe-Ti共析温度(590℃) 以下の加熱ではCのみの拡散であったが、その温度以上の加熱になると、二つ のタイプの拡散が生じることを、顕微鏡観察とX線マイクロアナライザにて確 認した。すなわち、軟鋼とチタンとが直接接している平滑接合面ではCのみな らず置換型元素であるFe、Tiも拡散し、巻き込みとチタンに挟まれた軟鋼が 消失するとともに、Fe₂Ti、FeTi等の金属間化合物が生成し、成長する。 このように拡散現象が異なるのは、爆発溶接のままの巻き込みにはFe₂Ti、 FeTi等が存在し、金属間化合物成長の核になることを明らかにした。

第5章では、第2章~第4章で取り扱った爆着クラッド鋼と銅爆着クラッド 鋼について、熱疲労試験を実施し、爆着クラッド鋼の変形と破損特性を調べ、 熱弾塑性解析より得られた応力およびひずみと破損寿命とを関連づけ、熱疲労 破損を支配する因子を明らかにした。5-3ではこれら爆着クラッド鋼に加熱、 冷却サイクルを繰り返し与えると本研究温度範囲内では、いずれの爆着クラッ ド鋼も接合境界部近傍に剥離割れが発生、伝播し、合わせ材と母材とが完全分 離した。そして、破損寿命は加熱温度の上昇とともに、指数関数的に減少する ことと、接合境界部の強度が低い爆着クラッド鋼や母材軟鋼との線膨張係数差 の大きい合わせ材を使用した爆着クラッド鋼ほど熱疲労特性が劣っていること を実験的に確認した。また、母材と合わせ材の変形は、(1)母材、合わせ材と も変形せず、(2)合わせ材のみ変形、(3)母材、合わせ材とも変形の三つのタ イプに分類でき、変形は加熱温度における合わせ材と母材の降伏応力と塑性ひ ずみ量、および冷却過程における合わせ材と母材の冷却速度の違いによって発 生する大きい熱ひずみと冷却各温度における材料の降伏強さに関連あることを 推論した。5-4では加熱、冷却サイクルによって合わせ材に生じる応力とひず みを初期残留応力が存在していないものとみなし、熱弾塑性解析により算出し た。銅爆着クラッド鋼の加熱、冷却にともなうひずみ量は、試験片を一様に冷 却した場合に比べて著しく大きくなることを明らかにした。破損を支配する因 子として、接合境界でのくい違い量を考え、このくい違い量に相当するものと して全ひずみ範囲で破損寿命を表すと、本研究で取り扱った爆着クラッド鋼で は、全ひずみ範囲が減少すると破損寿命も指数関数的に増加し、くい違いの累 積により破損に至ることを示した。

謝 辞

本論文は、大阪大学工学部教授 向井善彦博士の御懇切な御指導と御教示を 賜って、遂行し得たものである。また、本論文をまとめるにあたり、大阪大学 工学部教授 丸尾大博士、大阪大学溶接研究所教授 松田福久博士、大阪大学 工学部教授 中尾嘉邦博士 並びに 大阪大学工学部教授 豊田政男博士から、 有益な御助言と御討論をいただいた。

なお、本研究の実施に際して、(前)愛媛大学工学部教授(現)愛媛大学名 誉教授 故村上善一博士には格別の御指導と御支援をいただき、また、多数の 愛媛大学工学部金属工学科卒業生の方々から御協力をいただいた。

さらに、旭化成工業(株)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、関係各位に心から深い謝意を表します。 本論文に関連する発表論文

- 「爆接クラッド鋼の境界部挙動について(第1報)」,溶接学会誌
 第41巻(1972) 第1号 83-92
- 2) 「爆接オーステナイトステンレスクラッド鋼の残留応力に関する研究」
 高温学会誌 第5巻(1979) 第1号 43-49
- 3) 「爆接チタンクラッド鋼の接合境界部の冶金学挙動に関する研究」 高温学会誌 第5巻(1979) 第2号 80-90
- 4) 「爆接クラッド鋼の熱衝撃特性に関する研究」 高温学会誌 第10巻
 (1984) 第2号 52-60
- 5) "Behavior of Bonded Interface of Explosive Clad Steel" Trans. JWS,投稿中