



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	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

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

	頁
第1章 序論	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	11
参考文献	12
第2章 SUS304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	42
2. 6 SUS304鋼と軟鋼の接合境界面におけるC移動機構	46
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 緒言	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	80
4. 5 結言	94
参考文献	94

第5章 爆着クラッド鋼の熱疲労特性	96
5. 1 緒言	96
5. 2 供試材料と実験方法	96
5. 3 変形および破損寿命におよぼす加熱温度の影響	99
5. 3. 1 アルミニウム爆着クラッド鋼の場合	99
5. 3. 2 銅爆着クラッド鋼の場合	108
5. 3. 3 SUS304爆着クラッド鋼の場合	113
5. 3. 4 チタン爆着クラッド鋼の場合	119
5. 3. 5 破損寿命におよぼす加熱温度の影響	123
5. 4 熱弾塑性解析による破損寿命の評価	124
5. 4. 1 熱弾塑性解析方法	124
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	131
5. 4. 3 破損寿命の評価	147
5. 5 結言	151
参考文献	152
第6章 総括	154
謝辞	156
本論文に関連した発表論文	157

第 1 章 序 論

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が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、爆発荷重等の実際の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ー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、とくに熔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、

METALS →																																																																																																																																																																																																																																																																														
	ZINC	TITANIUM ALLOY	TO NICKEL	NICKEL	NICKEL	MAGNESIUM	MOLYBDENUM	PLATINUM	SILVER AND SILVER ALLOYS	COBALT	TANTALUM	MAHNE STELLITE ALLOY 6B	MAHNE STELLITE ALLOY 6B	TITANIUM ALLOY C	NICKEL AND TITANIUM	BRASS	COPPER	ALUMINUM AND AL ALLOYS	HOPGOLD STEEL	STAINLESS STEEL	STAINLESS STEEL	ALLOY STEEL 200 SERIES	ALLOY STEEL 300 SERIES	LOW ALLOY STEEL 100 SERIES	LOW ALLOY STEEL 110	LOW ALLOY STEEL 120	LOW ALLOY STEEL 130	LOW ALLOY STEEL 140	LOW ALLOY STEEL 150	LOW ALLOY STEEL 160	LOW ALLOY STEEL 170	LOW ALLOY STEEL 180	LOW ALLOY STEEL 190	LOW ALLOY STEEL 200	LOW ALLOY STEEL 210	LOW ALLOY STEEL 220	LOW ALLOY STEEL 230	LOW ALLOY STEEL 240	LOW ALLOY STEEL 250	LOW ALLOY STEEL 260	LOW ALLOY STEEL 270	LOW ALLOY STEEL 280	LOW ALLOY STEEL 290	LOW ALLOY STEEL 300	LOW ALLOY STEEL 310	LOW ALLOY STEEL 320	LOW ALLOY STEEL 330	LOW ALLOY STEEL 340	LOW ALLOY STEEL 350	LOW ALLOY STEEL 360	LOW ALLOY STEEL 370	LOW ALLOY STEEL 380	LOW ALLOY STEEL 390	LOW ALLOY STEEL 400	LOW ALLOY STEEL 410	LOW ALLOY STEEL 420	LOW ALLOY STEEL 430	LOW ALLOY STEEL 440	LOW ALLOY STEEL 450	LOW ALLOY STEEL 460	LOW ALLOY STEEL 470	LOW ALLOY STEEL 480	LOW ALLOY STEEL 490	LOW ALLOY STEEL 500	LOW ALLOY STEEL 510	LOW ALLOY STEEL 520	LOW ALLOY STEEL 530	LOW ALLOY STEEL 540	LOW ALLOY STEEL 550	LOW ALLOY STEEL 560	LOW ALLOY STEEL 570	LOW ALLOY STEEL 580	LOW ALLOY STEEL 590	LOW ALLOY STEEL 600	LOW ALLOY STEEL 610	LOW ALLOY STEEL 620	LOW ALLOY STEEL 630	LOW ALLOY STEEL 640	LOW ALLOY STEEL 650	LOW ALLOY STEEL 660	LOW ALLOY STEEL 670	LOW ALLOY STEEL 680	LOW ALLOY STEEL 690	LOW ALLOY STEEL 700	LOW ALLOY STEEL 710	LOW ALLOY STEEL 720	LOW ALLOY STEEL 730	LOW ALLOY STEEL 740	LOW ALLOY STEEL 750	LOW ALLOY STEEL 760	LOW ALLOY STEEL 770	LOW ALLOY STEEL 780	LOW ALLOY STEEL 790	LOW ALLOY STEEL 800	LOW ALLOY STEEL 810	LOW ALLOY STEEL 820	LOW ALLOY STEEL 830	LOW ALLOY STEEL 840	LOW ALLOY STEEL 850	LOW ALLOY STEEL 860	LOW ALLOY STEEL 870	LOW ALLOY STEEL 880	LOW ALLOY STEEL 890	LOW ALLOY STEEL 900	LOW ALLOY STEEL 910	LOW ALLOY STEEL 920	LOW ALLOY STEEL 930	LOW ALLOY STEEL 940	LOW ALLOY STEEL 950	LOW ALLOY STEEL 960	LOW ALLOY STEEL 970	LOW ALLOY STEEL 980	LOW ALLOY STEEL 990	LOW ALLOY STEEL 1000	LOW ALLOY STEEL 1010	LOW ALLOY STEEL 1020	LOW ALLOY STEEL 1030	LOW ALLOY STEEL 1040	LOW ALLOY STEEL 1050	LOW ALLOY STEEL 1060	LOW ALLOY STEEL 1070	LOW ALLOY STEEL 1080	LOW ALLOY STEEL 1090	LOW ALLOY STEEL 1100	LOW ALLOY STEEL 1110	LOW ALLOY STEEL 1120	LOW ALLOY STEEL 1130	LOW ALLOY STEEL 1140	LOW ALLOY STEEL 1150	LOW ALLOY STEEL 1160	LOW ALLOY STEEL 1170	LOW ALLOY STEEL 1180	LOW ALLOY STEEL 1190	LOW ALLOY STEEL 1200	LOW ALLOY STEEL 1210	LOW ALLOY STEEL 1220	LOW ALLOY STEEL 1230	LOW ALLOY STEEL 1240	LOW ALLOY STEEL 1250	LOW ALLOY STEEL 1260	LOW ALLOY STEEL 1270	LOW ALLOY STEEL 1280	LOW ALLOY STEEL 1290	LOW ALLOY STEEL 1300	LOW ALLOY STEEL 1310	LOW ALLOY STEEL 1320	LOW ALLOY STEEL 1330	LOW ALLOY STEEL 1340	LOW ALLOY STEEL 1350	LOW ALLOY STEEL 1360	LOW ALLOY STEEL 1370	LOW ALLOY STEEL 1380	LOW ALLOY STEEL 1390	LOW ALLOY STEEL 1400	LOW ALLOY STEEL 1410	LOW ALLOY STEEL 1420	LOW ALLOY STEEL 1430	LOW ALLOY STEEL 1440	LOW ALLOY STEEL 1450	LOW ALLOY STEEL 1460	LOW ALLOY STEEL 1470	LOW ALLOY STEEL 1480	LOW ALLOY STEEL 1490	LOW ALLOY STEEL 1500	LOW ALLOY STEEL 1510	LOW ALLOY STEEL 1520	LOW ALLOY STEEL 1530	LOW ALLOY STEEL 1540	LOW ALLOY STEEL 1550	LOW ALLOY STEEL 1560	LOW ALLOY STEEL 1570	LOW ALLOY STEEL 1580	LOW ALLOY STEEL 1590	LOW ALLOY STEEL 1600	LOW ALLOY STEEL 1610	LOW ALLOY STEEL 1620	LOW ALLOY STEEL 1630	LOW ALLOY STEEL 1640	LOW ALLOY STEEL 1650	LOW ALLOY STEEL 1660	LOW ALLOY STEEL 1670	LOW ALLOY STEEL 1680	LOW ALLOY STEEL 1690	LOW ALLOY STEEL 1700	LOW ALLOY STEEL 1710	LOW ALLOY STEEL 1720	LOW ALLOY STEEL 1730	LOW ALLOY STEEL 1740	LOW ALLOY STEEL 1750	LOW ALLOY STEEL 1760	LOW ALLOY STEEL 1770	LOW ALLOY STEEL 1780	LOW ALLOY STEEL 1790	LOW ALLOY STEEL 1800	LOW ALLOY STEEL 1810	LOW ALLOY STEEL 1820	LOW ALLOY STEEL 1830	LOW ALLOY STEEL 1840	LOW ALLOY STEEL 1850	LOW ALLOY STEEL 1860	LOW ALLOY STEEL 1870	LOW ALLOY STEEL 1880	LOW ALLOY STEEL 1890	LOW ALLOY STEEL 1900	LOW ALLOY STEEL 1910	LOW ALLOY STEEL 1920	LOW ALLOY STEEL 1930	LOW ALLOY STEEL 1940	LOW ALLOY STEEL 1950	LOW ALLOY STEEL 1960	LOW ALLOY STEEL 1970	LOW ALLOY STEEL 1980	LOW ALLOY STEEL 1990	LOW ALLOY STEEL 2000	LOW ALLOY STEEL 2010	LOW ALLOY STEEL 2020	LOW ALLOY STEEL 2030	LOW ALLOY STEEL 2040	LOW ALLOY STEEL 2050	LOW ALLOY STEEL 2060	LOW ALLOY STEEL 2070	LOW ALLOY STEEL 2080	LOW ALLOY STEEL 2090	LOW ALLOY STEEL 2100	LOW ALLOY STEEL 2110	LOW ALLOY STEEL 2120	LOW ALLOY STEEL 2130	LOW ALLOY STEEL 2140	LOW ALLOY STEEL 2150	LOW ALLOY STEEL 2160	LOW ALLOY STEEL 2170	LOW ALLOY STEEL 2180	LOW ALLOY STEEL 2190	LOW ALLOY STEEL 2200	LOW ALLOY STEEL 2210	LOW ALLOY STEEL 2220	LOW ALLOY STEEL 2230	LOW ALLOY STEEL 2240	LOW ALLOY STEEL 2250	LOW ALLOY STEEL 2260	LOW ALLOY STEEL 2270	LOW ALLOY STEEL 2280	LOW ALLOY STEEL 2290	LOW ALLOY STEEL 2300	LOW ALLOY STEEL 2310	LOW ALLOY STEEL 2320	LOW ALLOY STEEL 2330	LOW ALLOY STEEL 2340	LOW ALLOY STEEL 2350	LOW ALLOY STEEL 2360	LOW ALLOY STEEL 2370	LOW ALLOY STEEL 2380	LOW ALLOY STEEL 2390	LOW ALLOY STEEL 2400	LOW ALLOY STEEL 2410	LOW ALLOY STEEL 2420	LOW ALLOY STEEL 2430	LOW ALLOY STEEL 2440	LOW ALLOY STEEL 2450	LOW ALLOY STEEL 2460	LOW ALLOY STEEL 2470	LOW ALLOY STEEL 2480	LOW ALLOY STEEL 2490	LOW ALLOY STEEL 2500	LOW ALLOY STEEL 2510	LOW ALLOY STEEL 2520	LOW ALLOY STEEL 2530	LOW ALLOY STEEL 2540	LOW ALLOY STEEL 2550	LOW ALLOY STEEL 2560

1. 2 爆着クラッド鋼の使用上の問題点

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

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°C～450°C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

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

Operation temperature	Plant	Unit
450°C	Melamine plant	Reactor
		Ammonia heater
360°C	Waste fluid control plant	Reactor
		Heat exchanger
290°C	Terephtholic acid plant	Reactor
	Petroleum refining plant	Bottom cooler
		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 temperature	Plant	Unit
350°C	Tetoron plant	Reactor(vibroreis)
320°C	Petroleum refining plant	Crude oil atmospheric distillation unit (Column top exchanger)
125°C	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°C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。

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

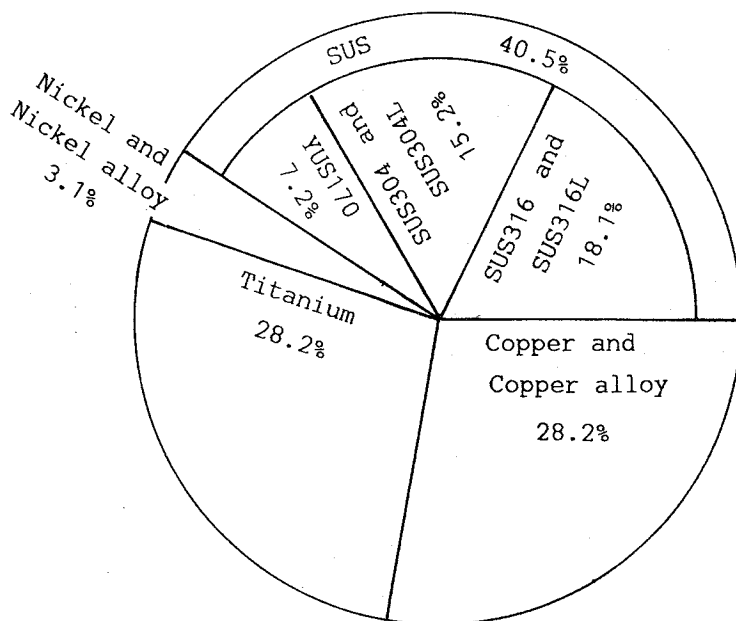


Fig. 1-1 Production ratio by clad metal in chemical plants

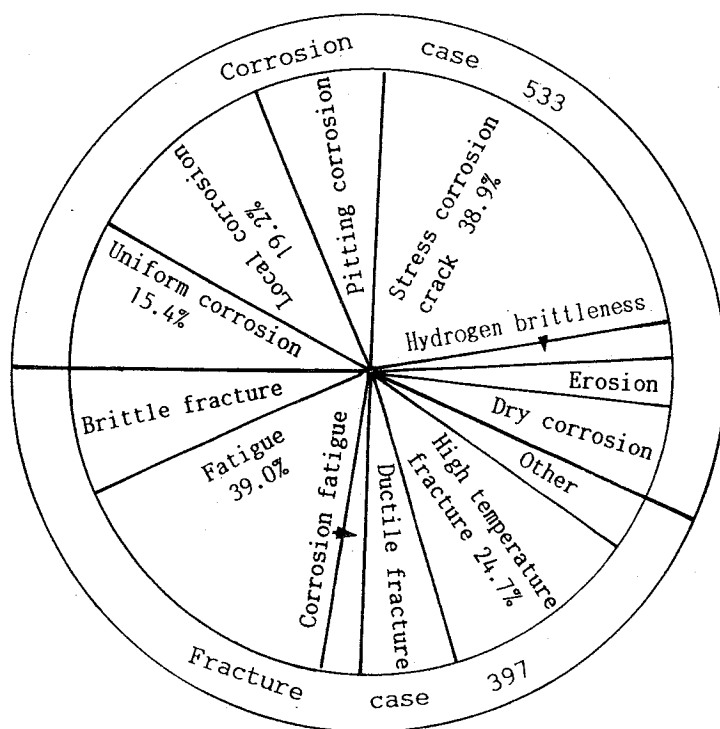


Fig. 1-2 Classification of corrosion and fracture damage in chemical plants

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压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1.25Cr-0.5Mo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⁾。

3) 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、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

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わいなか、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

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、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⁾が初めてであり、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、

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Al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熔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Al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Alの拡散現象ないしは合金相の生成についての報告は、鉄鋼表面への熔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

Table 1-6 Physical properties of materials

Material		E $\times 10^4$ (kg/mm ²)	α $\times 10^{-6}$ (1/°C)	λ cal/cm·sec·°C
Base metal	Carbon steel	2.1	14.4 (20~600°C)	0.17 (0~100°C)
Clad metal	Aluminium	0.7	25.6 (20~300°C)	0.57 (0~100°C)
	Copper	1.2	17.7 (20~500°C)	0.94 (0~100°C)
	SUS304	1.97	18.4 (0~538°C)	0.052 (0~100°C)
	Titanium	1.05	9.9 (20~550)	0.041 (0~100°C)

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比べ小さいため、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) 1-36)}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

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($\Delta \varepsilon_p$)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。

$$\Delta \varepsilon_p N_f^{1/2} = C \quad (1-1)$$

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°C)~1150°F (621°C)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ル

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, ASTM 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 1, 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(1971), No. 10, 3145-3155

- 1-10) J. F. Kowalick, D. R. Hay: A Mechanism of Explosive Bonding, Met. Trans., Vol. 2(1971), 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: $1\frac{1}{4}\text{Cr}\frac{1}{2}\text{Mo}$ 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. Pruemmer: Werkstoffveränderungen und Eigenspannungsaufbau auf Grund einer Explosivschweißung zwischen AlZnMg1 und St37, Metallkunde, Bd. 63(1972), H. 5, 221-225

- 1-28) 西田, 成田: Fe および Fe-A1 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 Al 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 B A 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- β Ti 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. Crossland: Mechanical Properties of Explosively-cladded 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: I. 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) Chapter 6
- 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、アンピ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ー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に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

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。

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Carbon steel(I)	0.10	0.23	0.80	0.019	0.015	—	—	—
Carbon steel(II)	0.11	0.24	0.74	0.020	0.020	—	—	—
5%Cr-0.5%Mo steel	0.06	0.47	0.06	—	—	0.07	5.28	0.60
SUS304(III)	0.072	0.75	—	—	—	8.80	18.41	—
SUS304(IV)	0.072	0.63	—	—	—	9.17	18.28	—

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

(II) Base metal of SUS304 roll clad steel

(III) Clad metal of explosive clad steel

(IV) Clad metal of roll clad steel

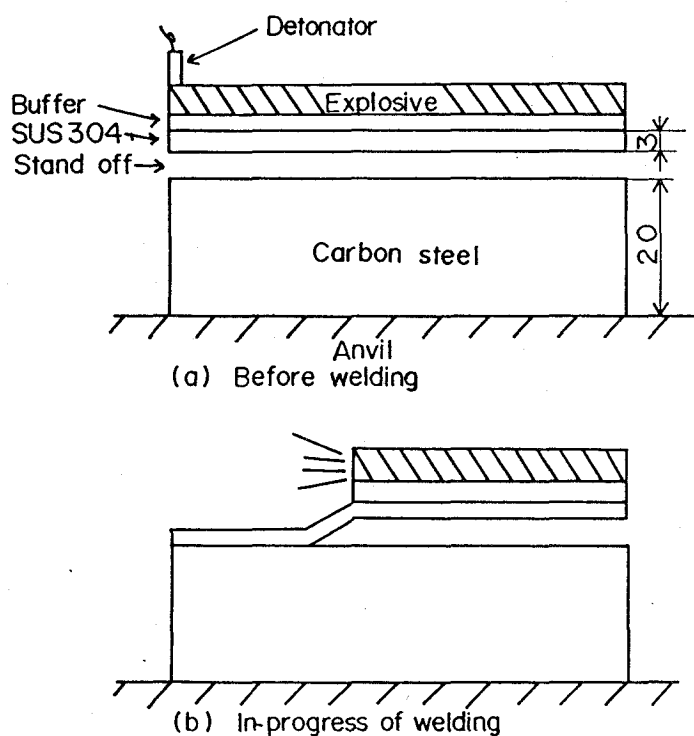


Fig. 2-1 Set-up for explosive welding

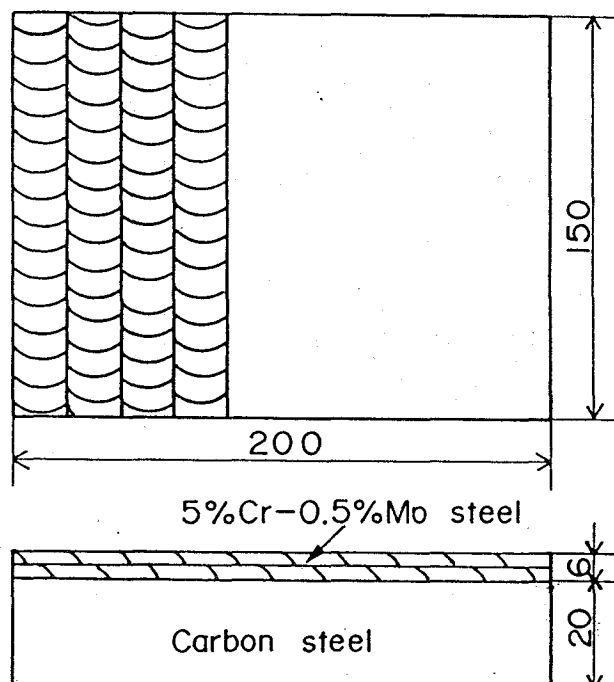


Fig. 2-2 Overlay welding procedure

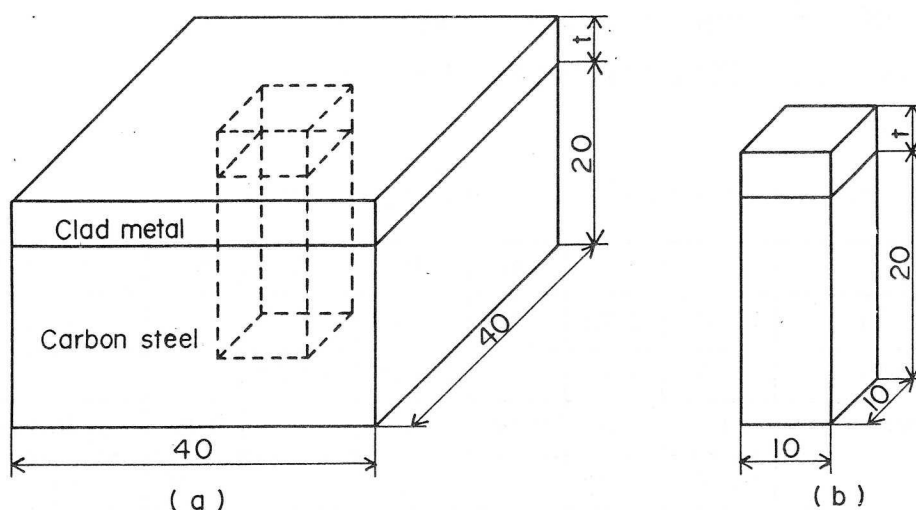


Fig. 2-3 Dimension of heat treatment specimen(a) and location(b) of microstructure observation

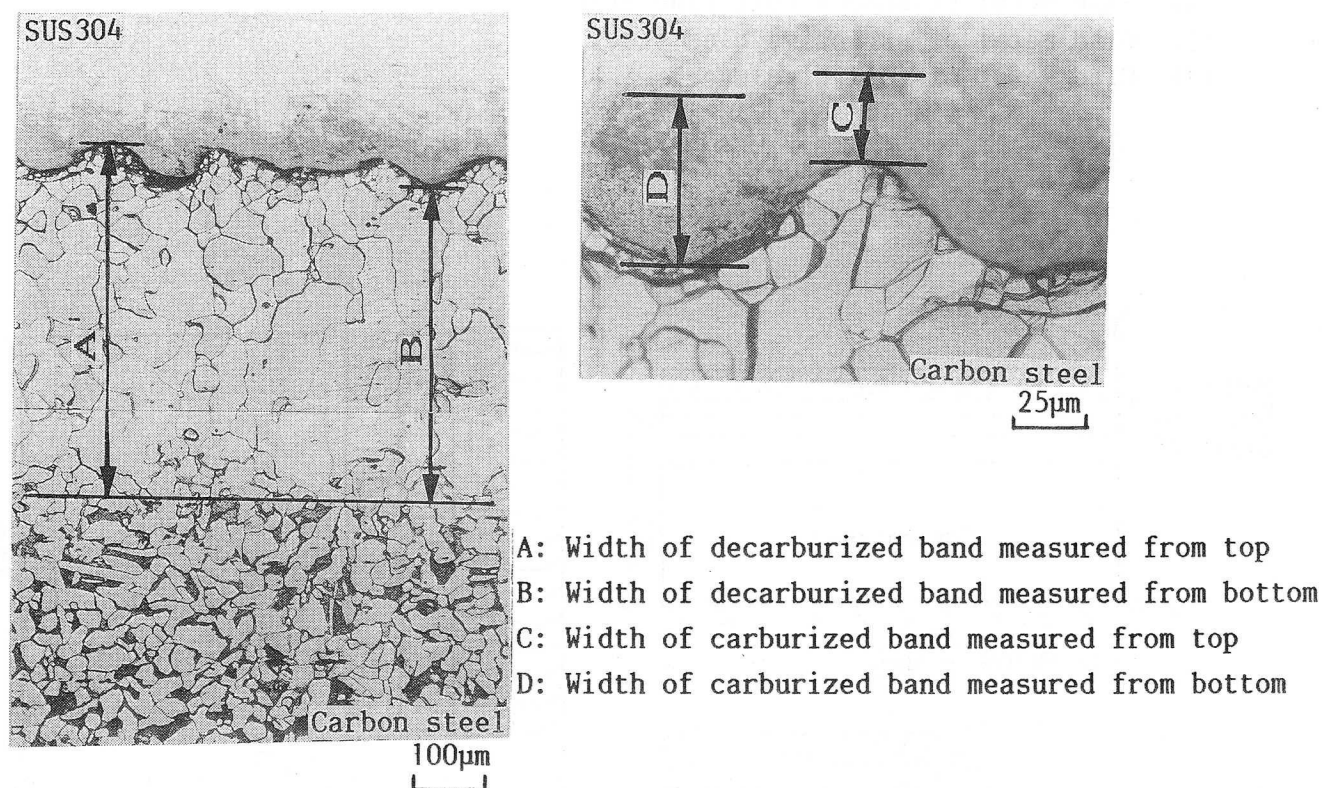


Fig. 2-4 Location for measurement of decarburized band and carburized band(SUS304 explosive clad steel, exposed 100hr at 550°C)

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

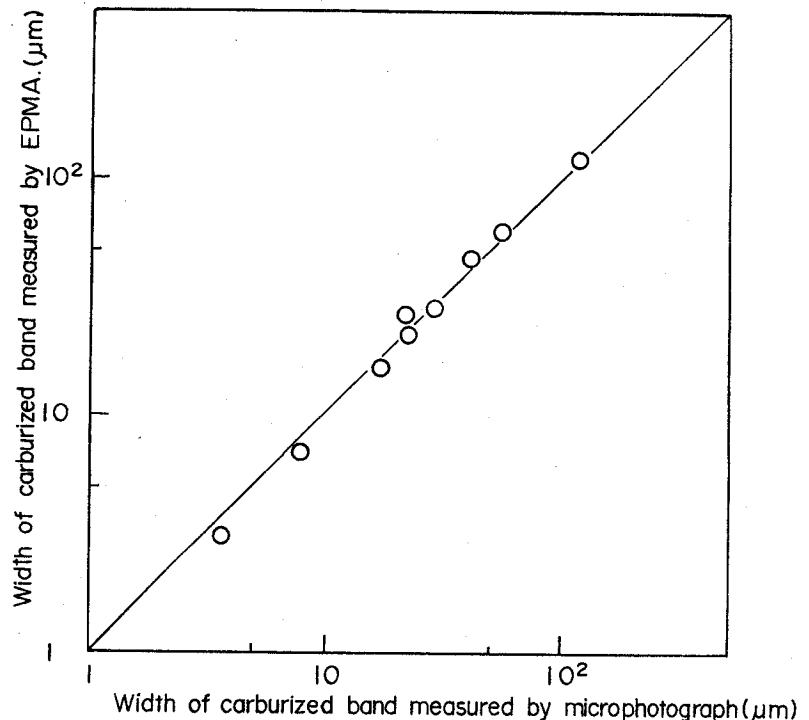


Fig. 2-5 Comparison of carburized band measured by microscope and EPMA

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、光学顕微鏡観察後ピ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0.01mm～0.5mm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 $1\mu\text{m}$ 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

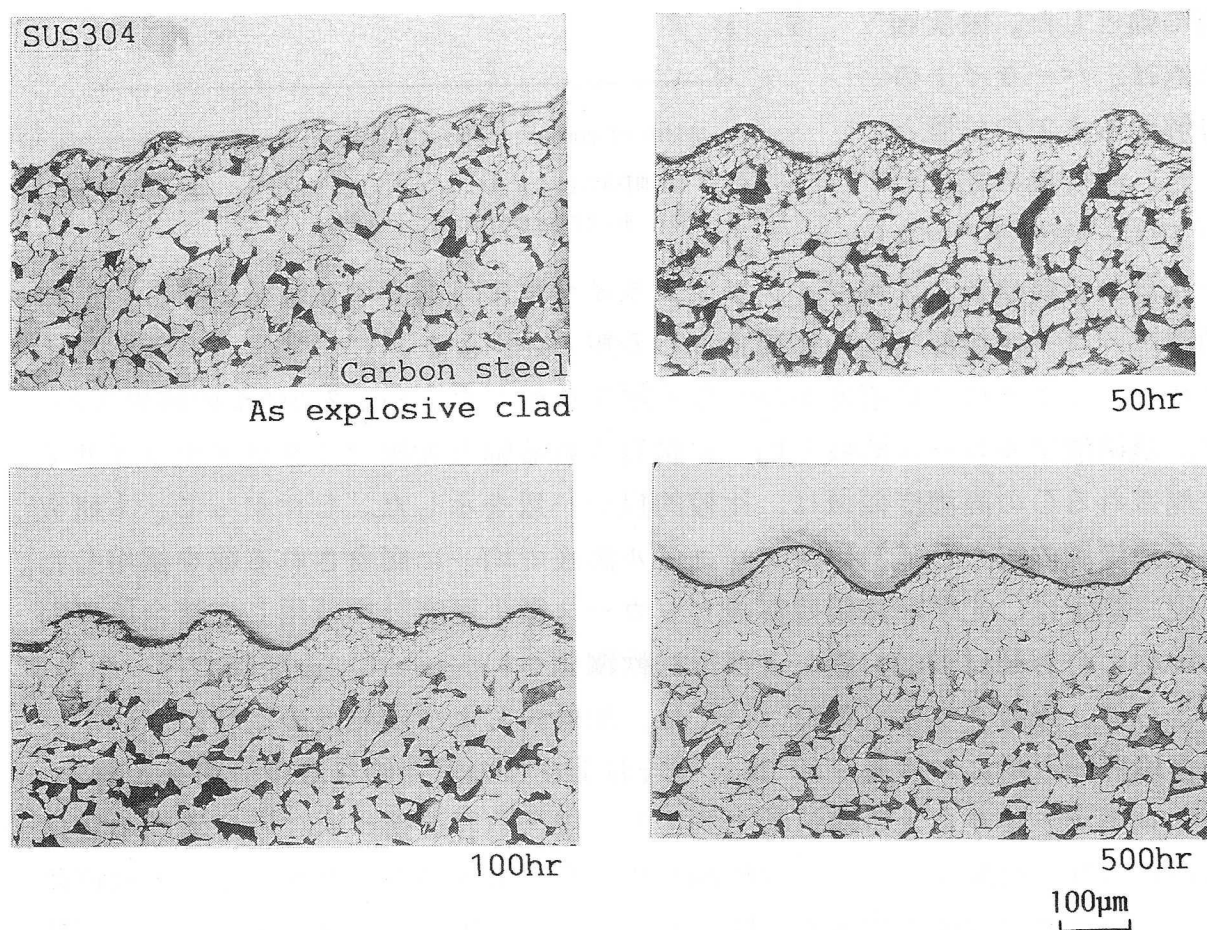


Fig. 2-6 Microstructures of SUS304 explosive clad steel exposed various times at 500°C

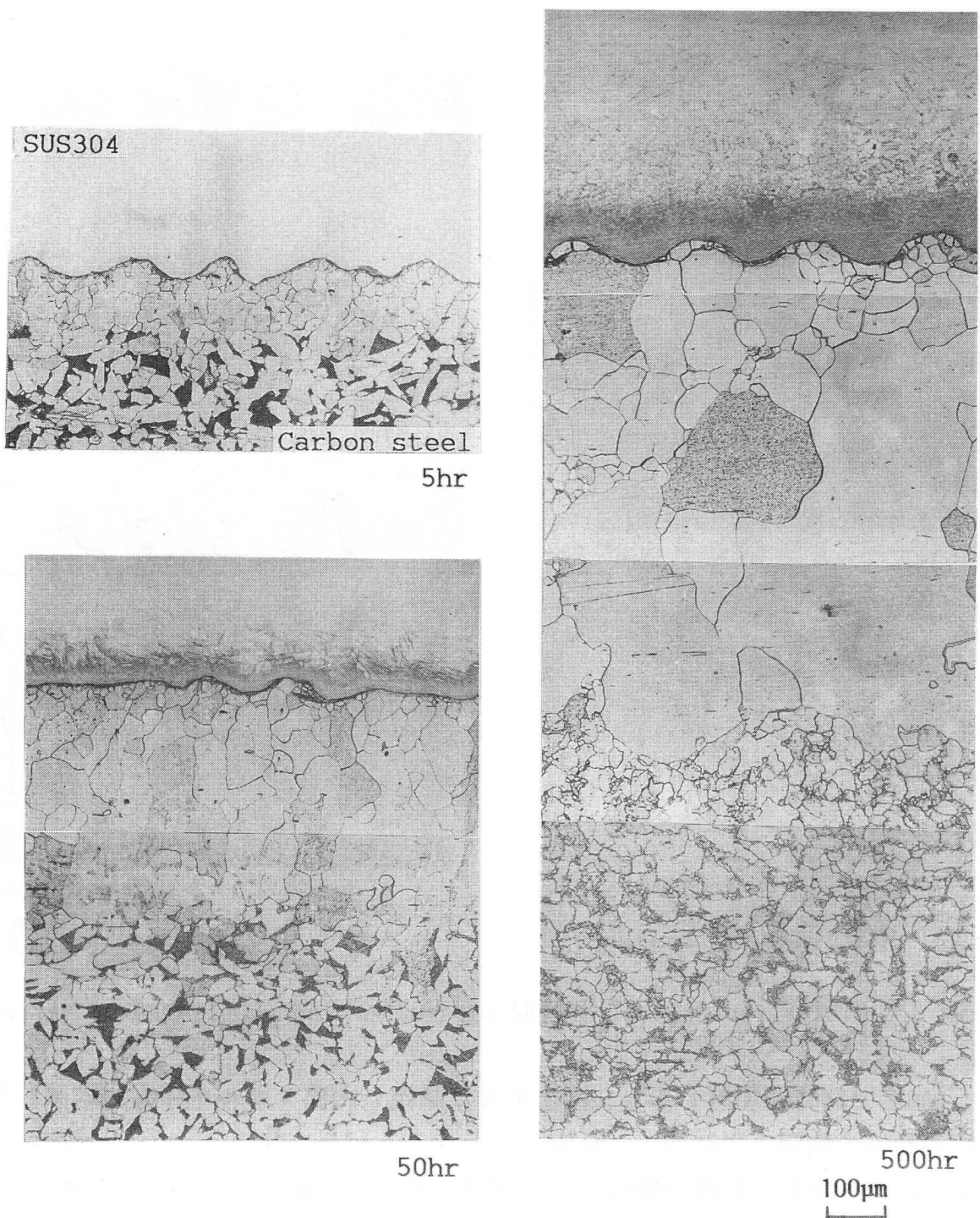


Fig. 2-7 Microstructures of SUS304 explosive clad steel exposed various times at 600°C

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 $10^4/\text{sec} \sim 10^8/\text{sec}$ 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)}。

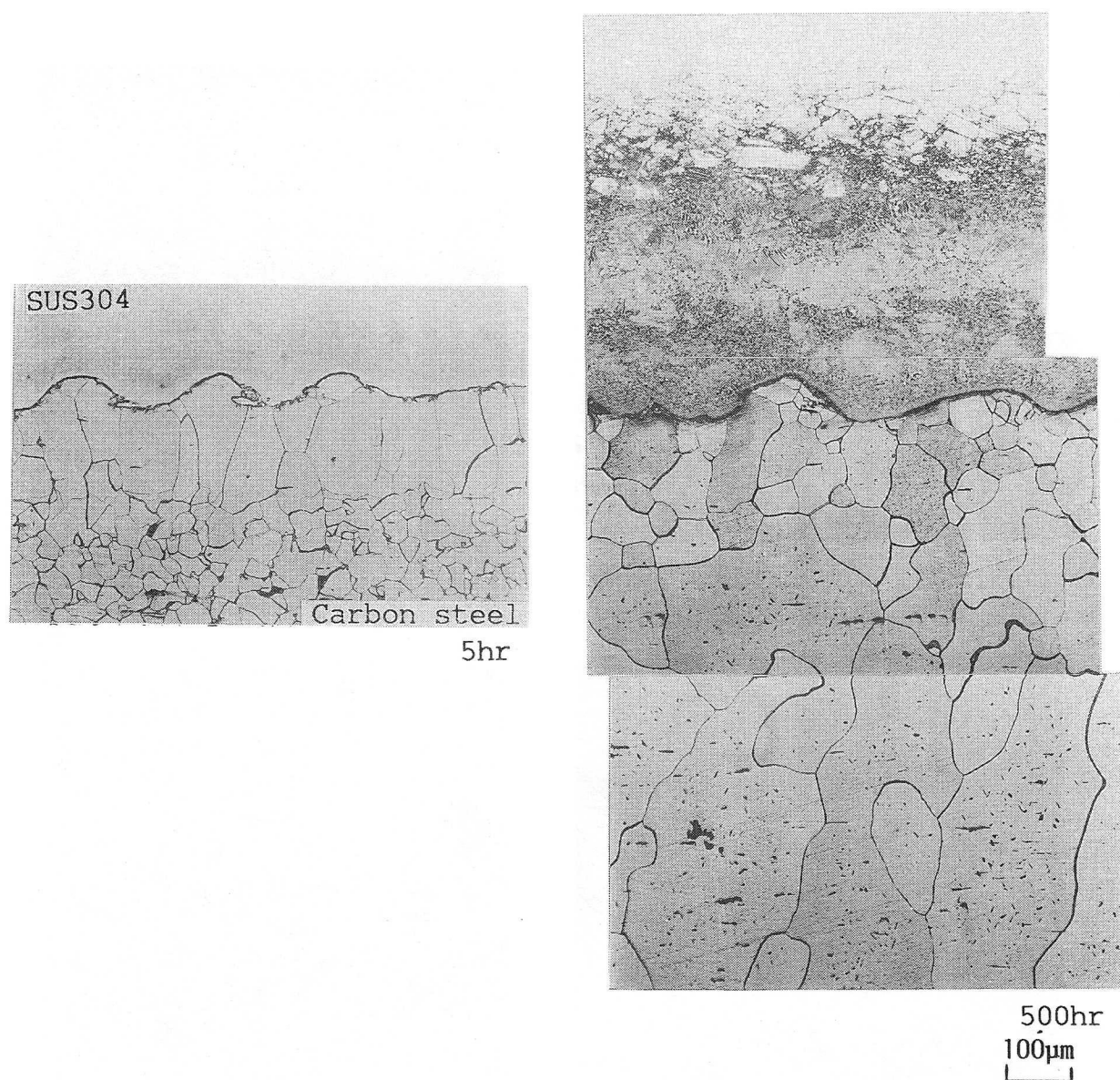


Fig.2-8 Microstructures of SUS304 explosive clad steel exposed various times at 700°C

500°Cで50時間加熱すると、接合境界に隣接し内部エネルギー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30 μ m～60 μ m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20 μ m～30 μ m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30 μ m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、

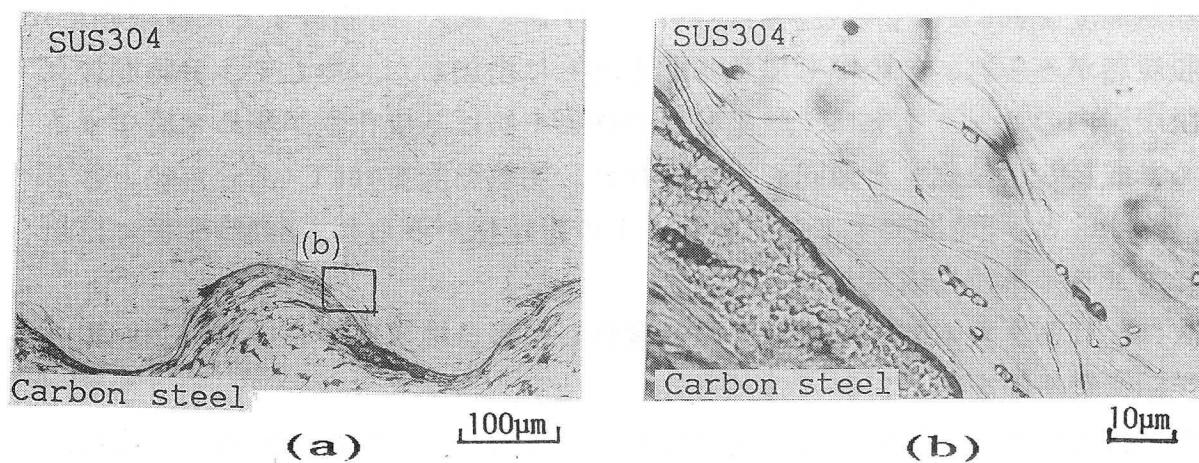
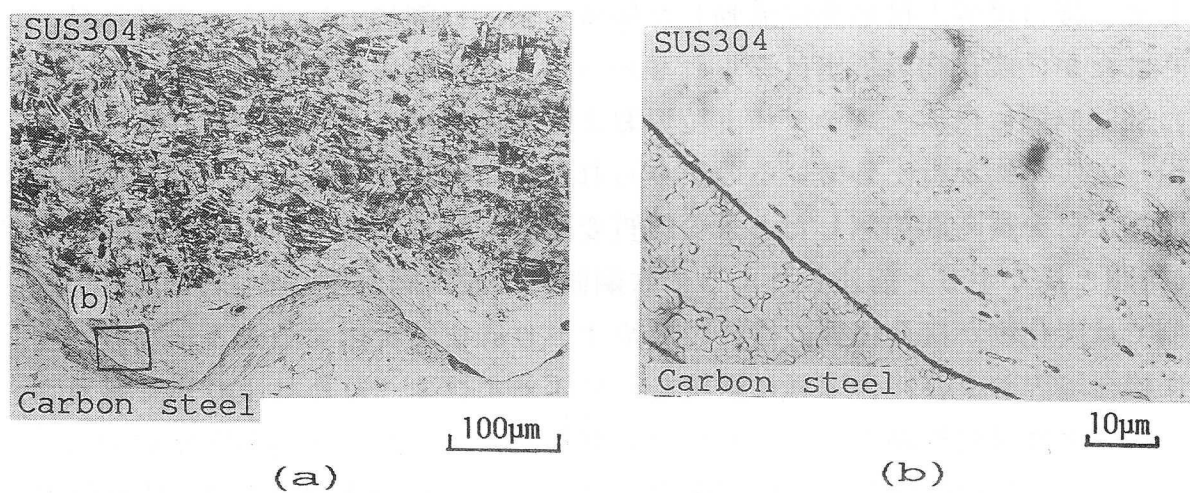


Fig. 2-9 Microstructures of bonded interface of SUS304 explosive clad steel (as explosive clad)



10hr

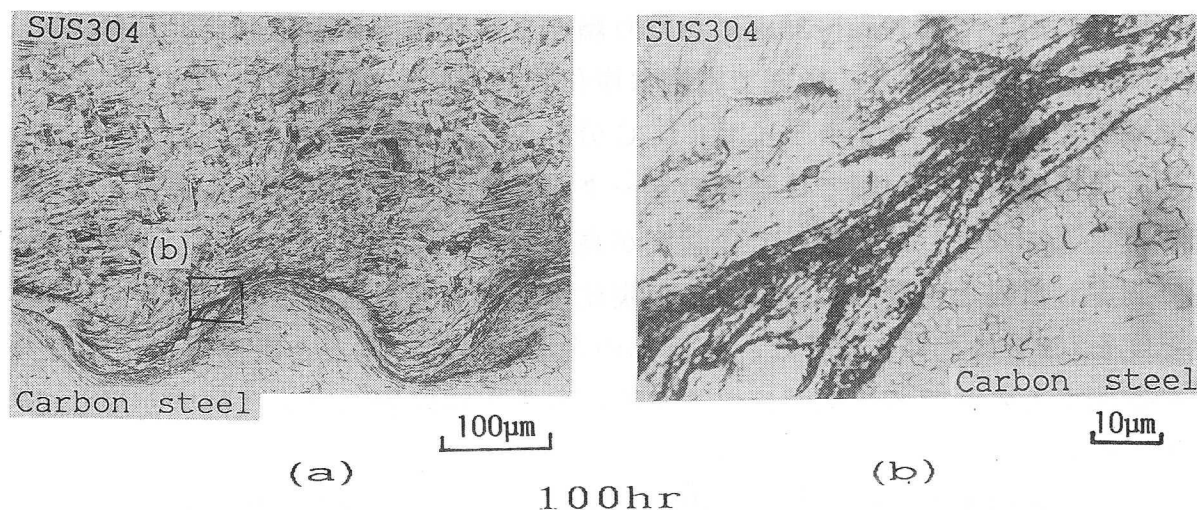
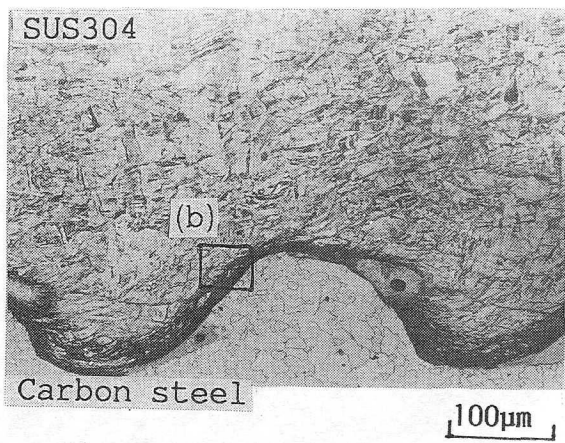
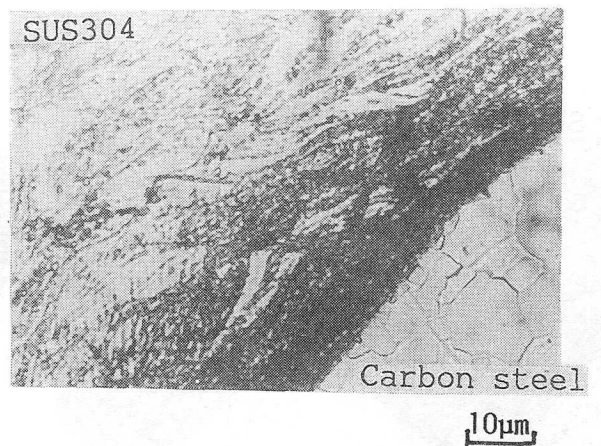


Fig. 2-10 Microstructures of bonded interface of SUS304 explosive clad steel exposed 10hr and 100hr at 500°C

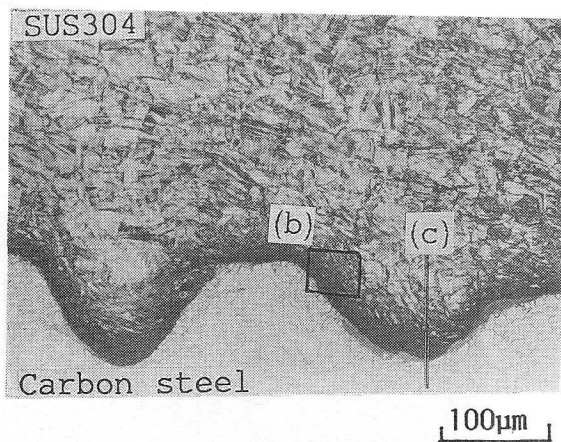


(a)

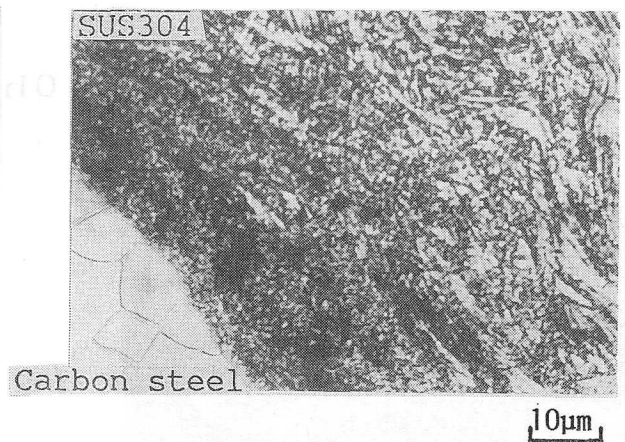


(b)

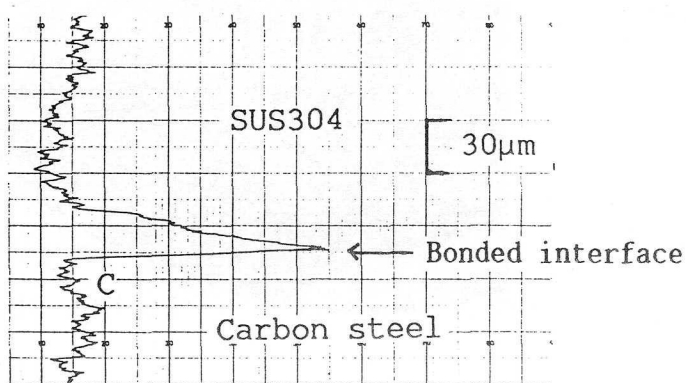
10hr



(a)



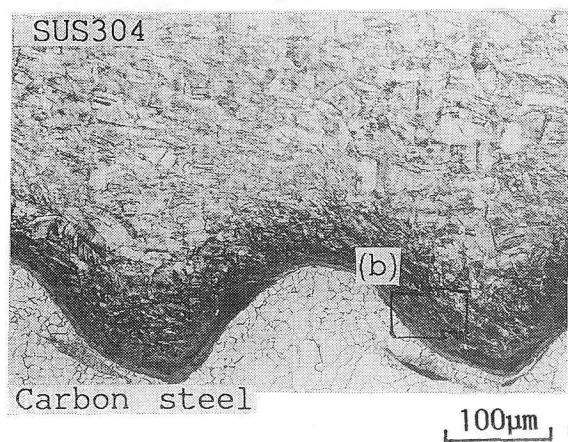
(b)



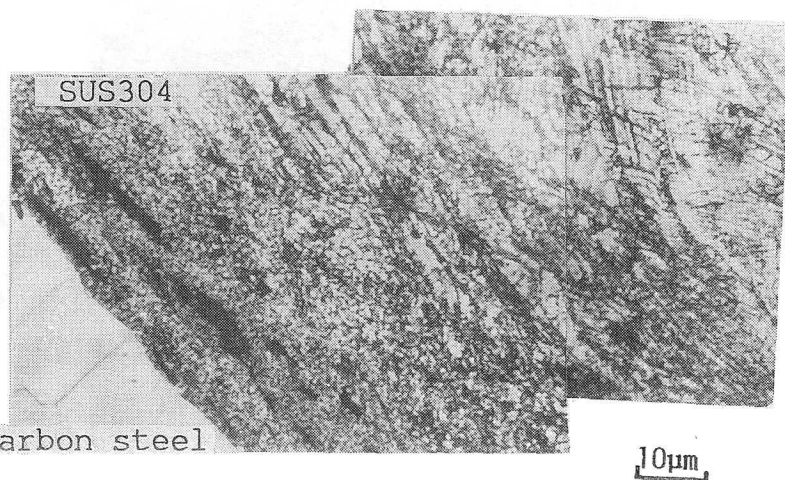
(c)

100hr

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

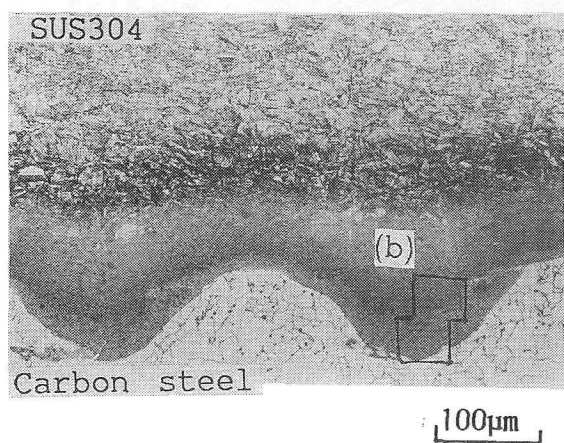


(a)

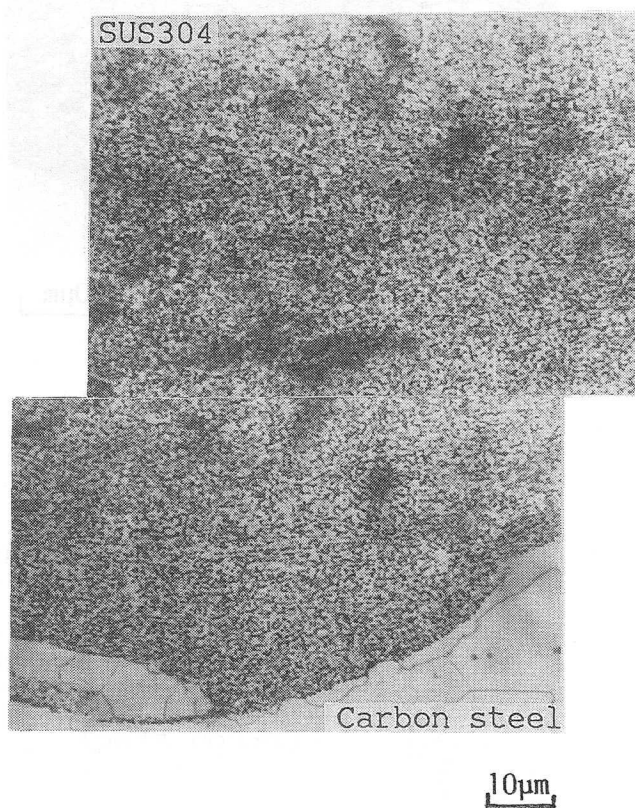


(b)

10hr



(a)



(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 $Cr_{23}C_6$ 、 Cr_7C_3 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 $(CrFe)_{23}C_6$ 、 $(CrFe)_7C_3$ 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 $\gamma(111)$ と $\gamma(200)$ 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°C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 $Cr_{23}C_6$ 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、 $Cr_{23}C_6$ と Cr_7C_3 のピークが同時にあらわれた。なお、最も強くピークがあ

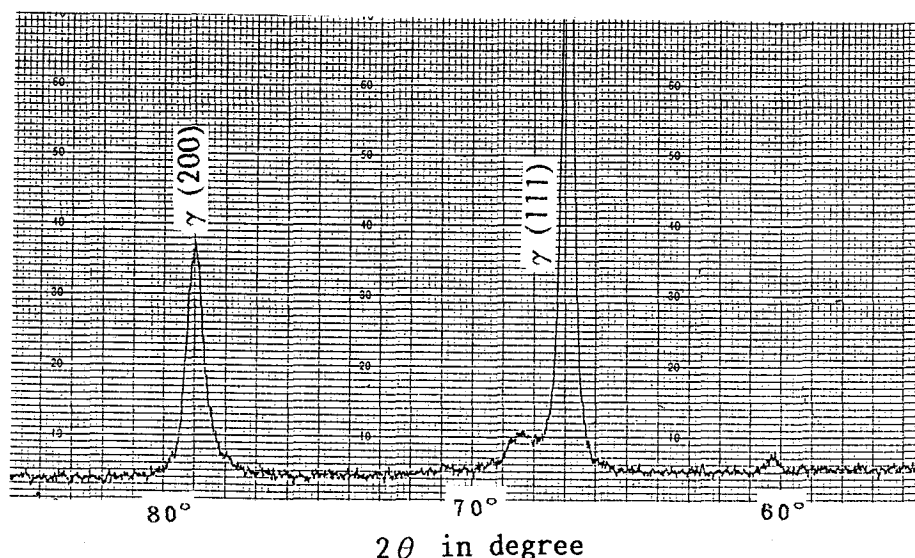


Fig. 2-13 X-ray diffraction pattern of SUS304 explosive clad steel(as explosive clad)

らわれる $Cr_{23}C_6$ (511) と Cr_7C_3 (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°Cで10時間の熱処理で得られた回折線図は、600°C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、 $Cr_{23}C_6$ と Cr_7C_3 が共存していた。しかし、100時間と加熱時間を長くすると、 $Cr_{23}C_6$ やオーステナイトのピークはみられず、 Cr_7C_3 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、 Cr_7C_3 が主体に析出しているのが確認できた。

次に、700°C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

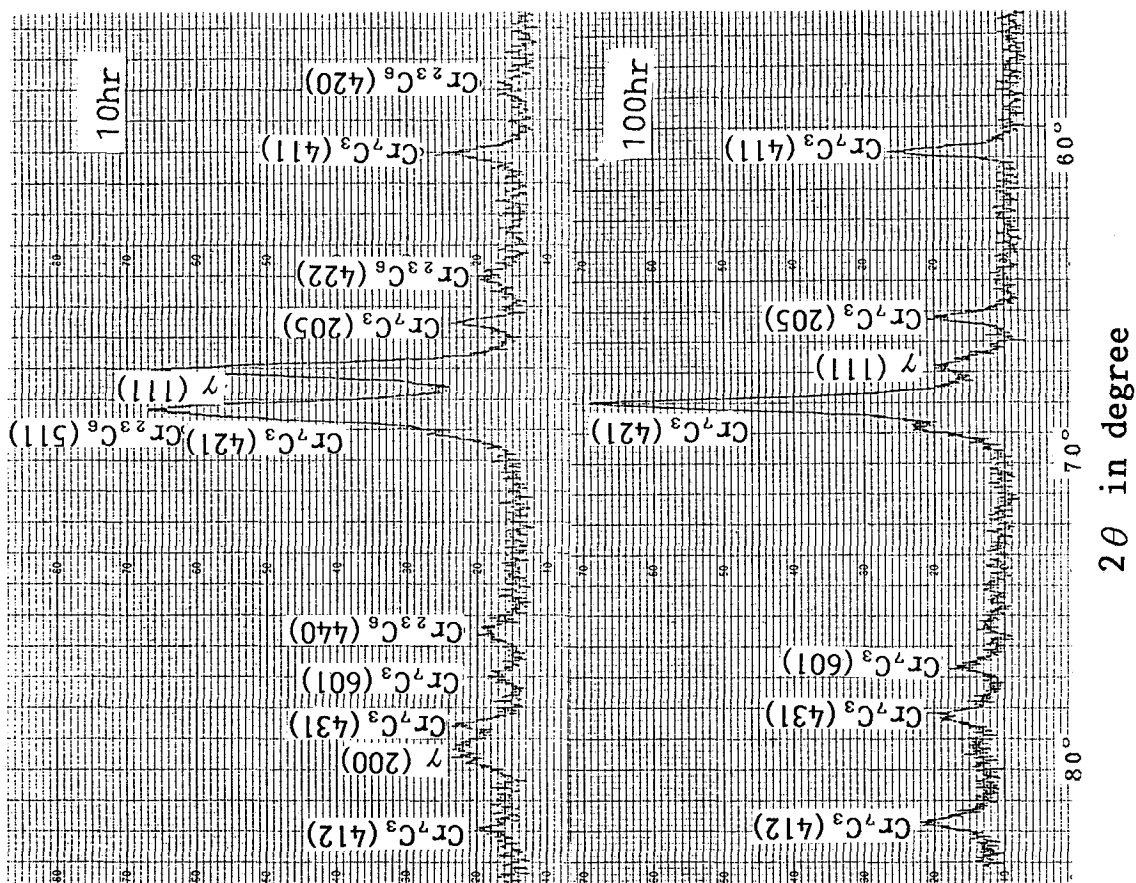


Fig. 2-15 X-ray diffraction patterns of SUS304 explosive clad steel(exposed at 700°C)

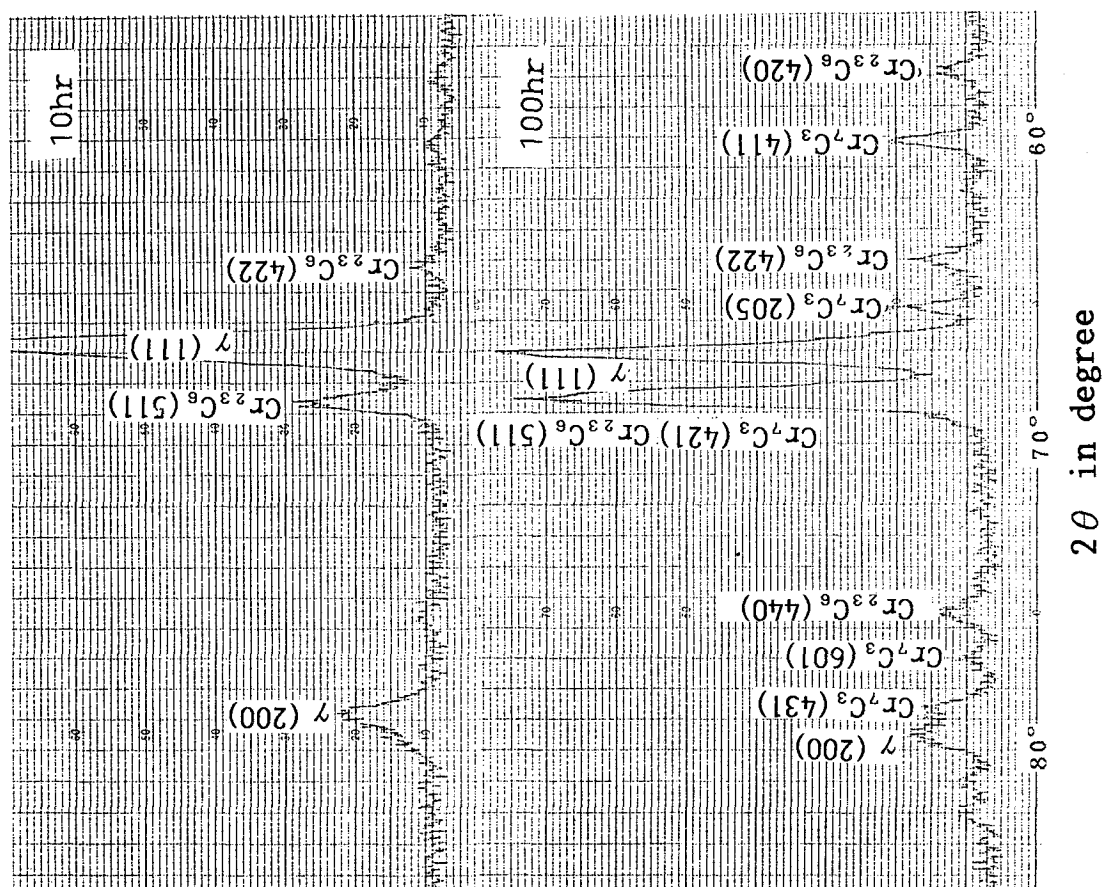


Fig. 2-14 X-ray diffraction patterns of SUS304 explosive clad steel(exposed at 600°C)

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 Cr_7C_3 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 Cr_7C_3 と $Cr_{23}C_6$ の両ピークがあらわれ、第二層が主体である125μm研磨面では Cr_7C_3 のピークがみられず、 $Cr_{23}C_6$ 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、 $Cr_{23}C_6$ 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、 $Cr_{23}C_6$ のピークもわずかながらみられる。この $Cr_{23}C_6$ 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 Cr_7C_3 、第二層の炭化物は $Cr_{23}C_6$ 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 $Cr_{23}C_6$ 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 Cr_7C_3 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 Cr_7C_3 炭化物主体の浸炭層と $Cr_{23}C_6$ 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SUS304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

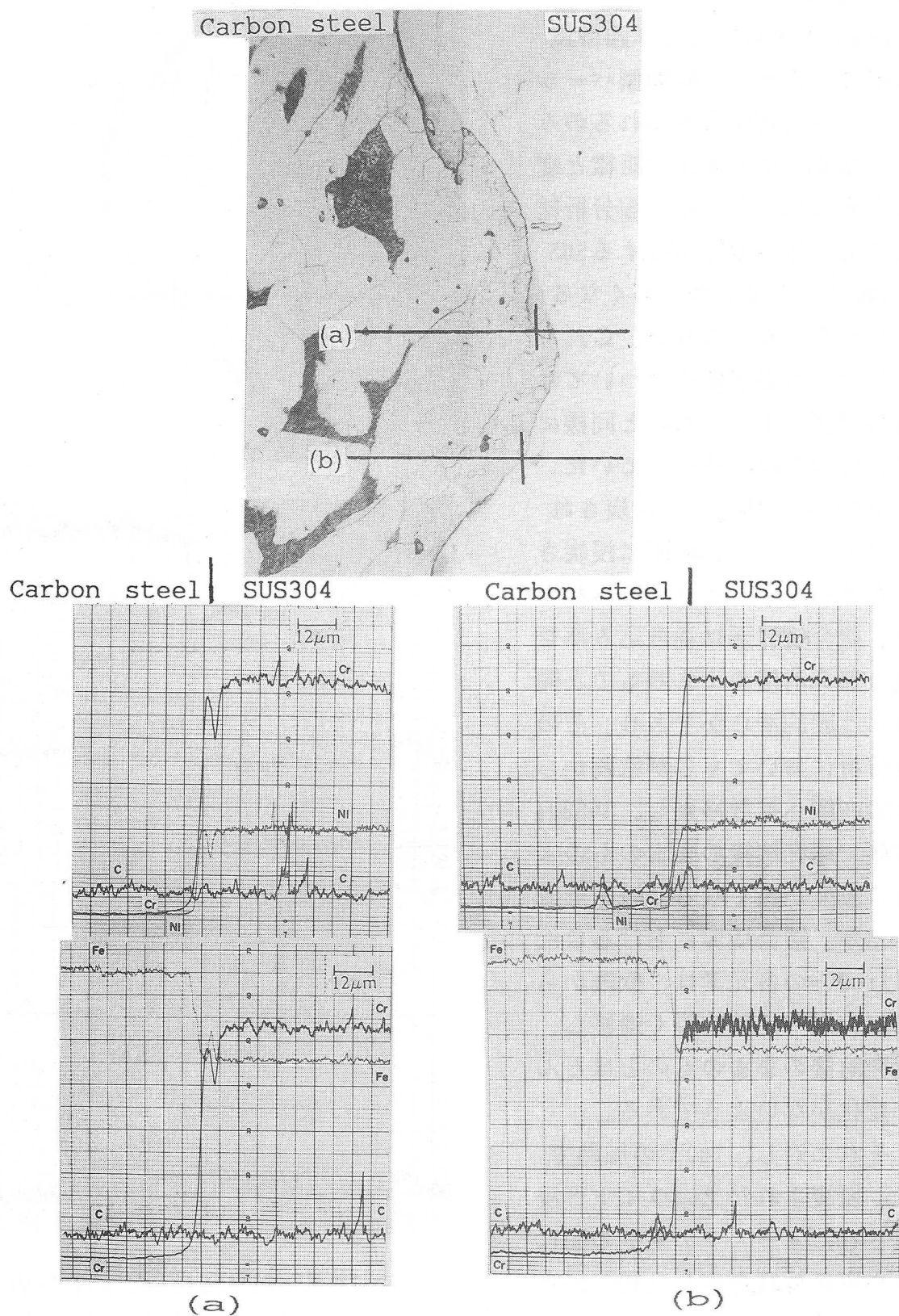


Fig. 2-17 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(as explosive clad)

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SUS304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同様に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

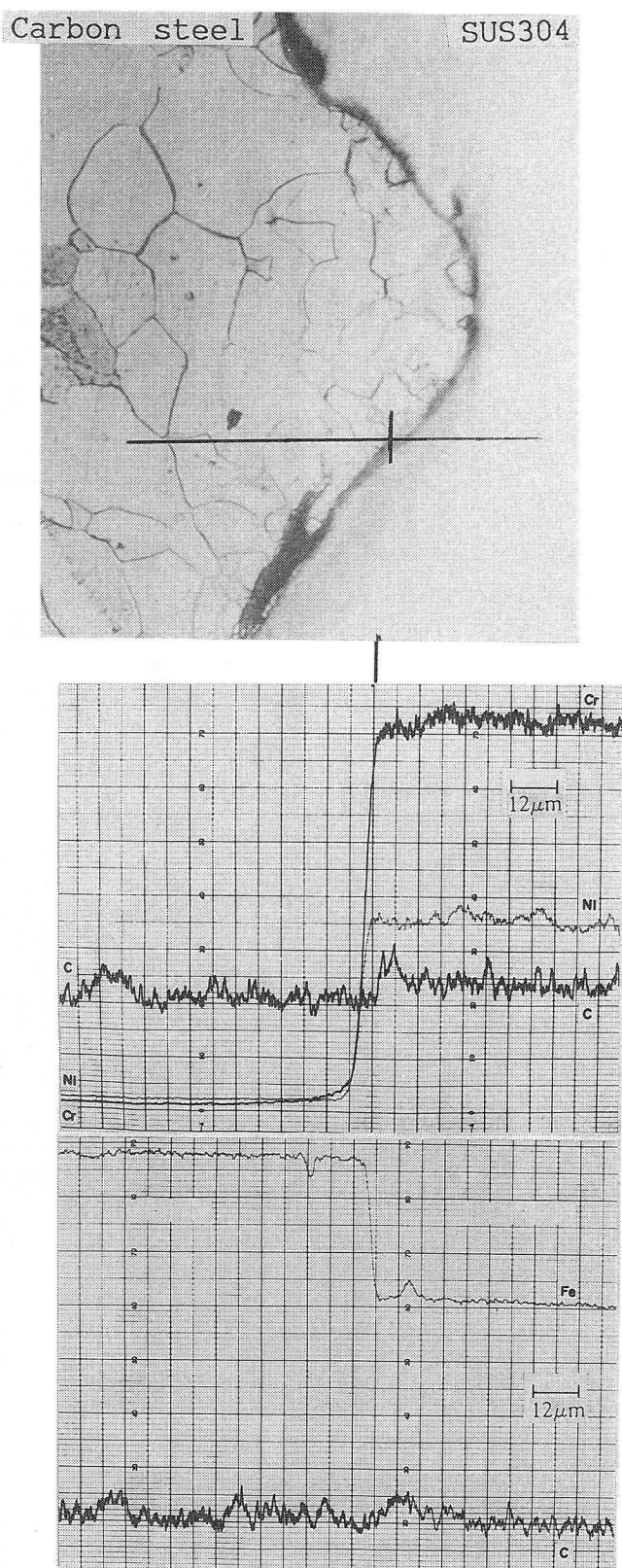


Fig. 2-18 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(exposed 100hr at 500℃)

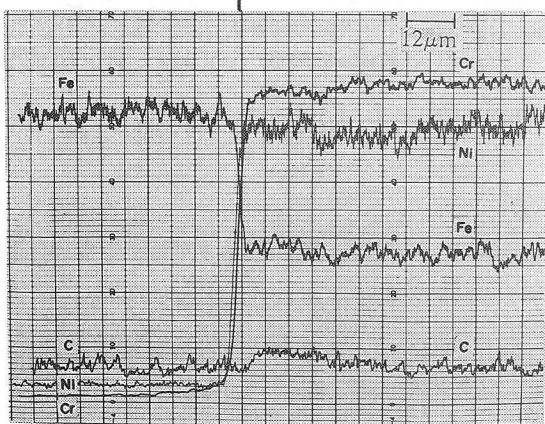
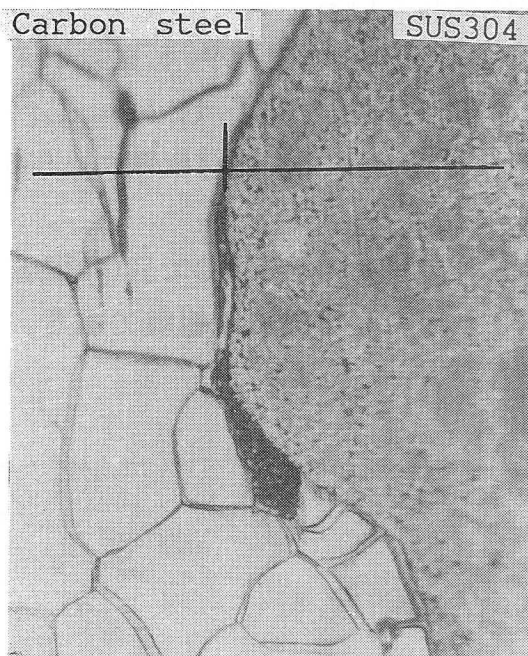


Fig. 2-19 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(exposed 500hr at 600°C)

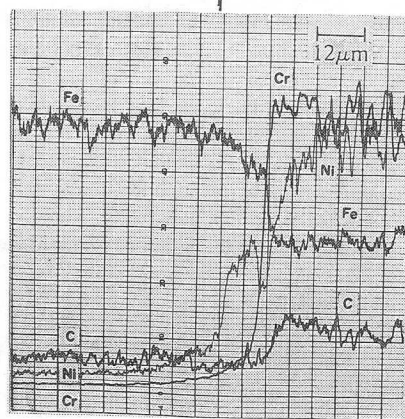
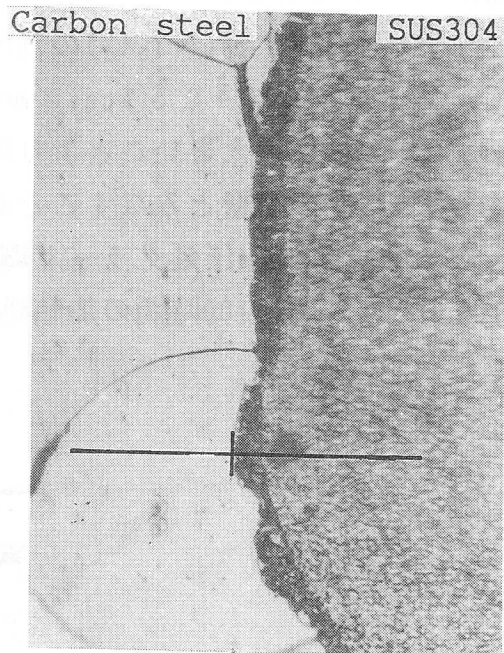


Fig. 2-20 Microstructure and EPMA line analysis profiles of SUS304 explosive clad interface(exposed 500hr at 700°C)

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_3C の 700°C での生成自由エネルギーが $+5.5[\text{kcal/mol C}]$ と、 Fe_3C の $+0.5[\text{kcal/mol C}]$ や $\text{Cr}_7\text{C}_3 \times 1/3$ の $-16.5[\text{kcal/mol C}]$ 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SUS304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°C で500時間および 700°C 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。

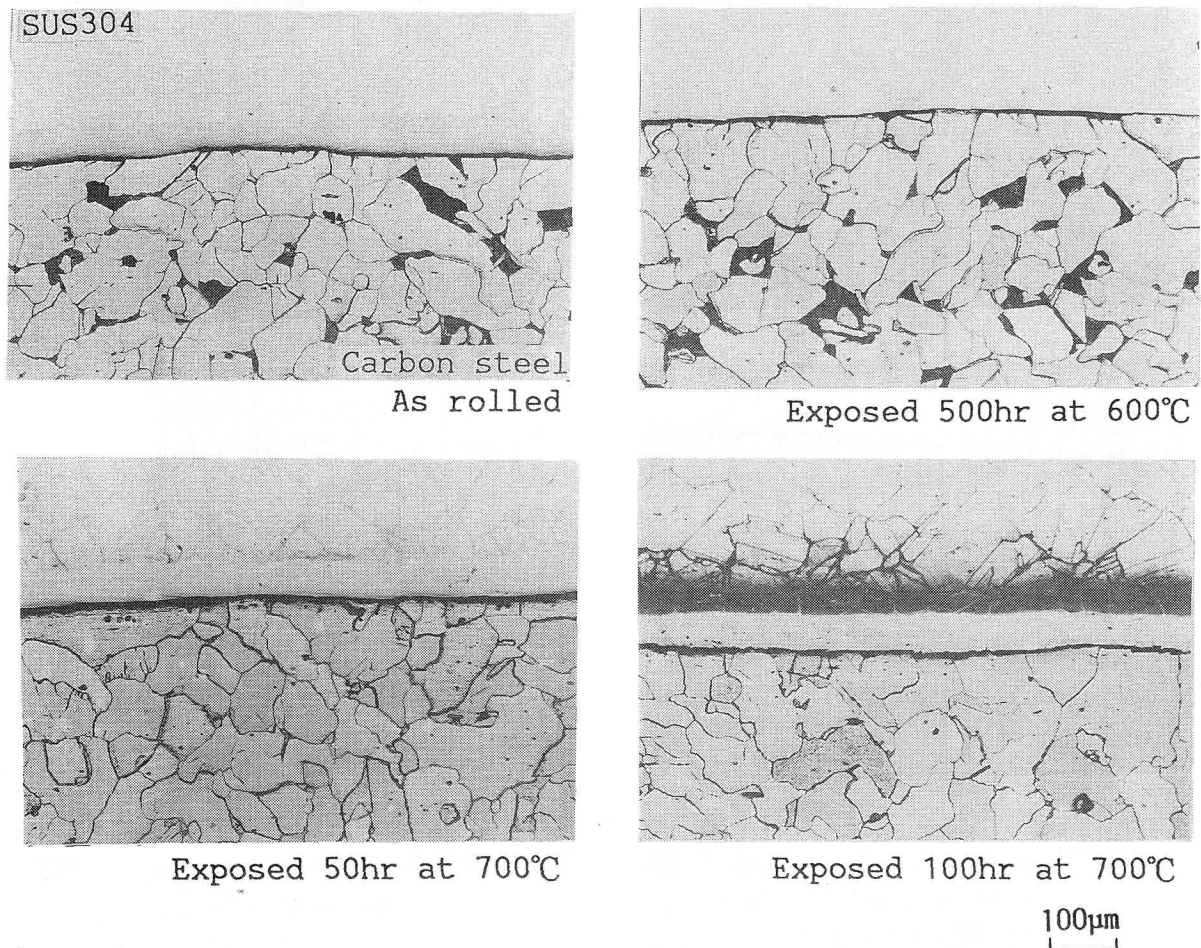


Fig. 2-21 Microstructures of bonded interface of SUS304 roll clad steel

光学顕微鏡的には、軟鋼側は 600°C で500時間の加熱によっても脱炭層や浸炭層はみられず、受け入れのままで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°C 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

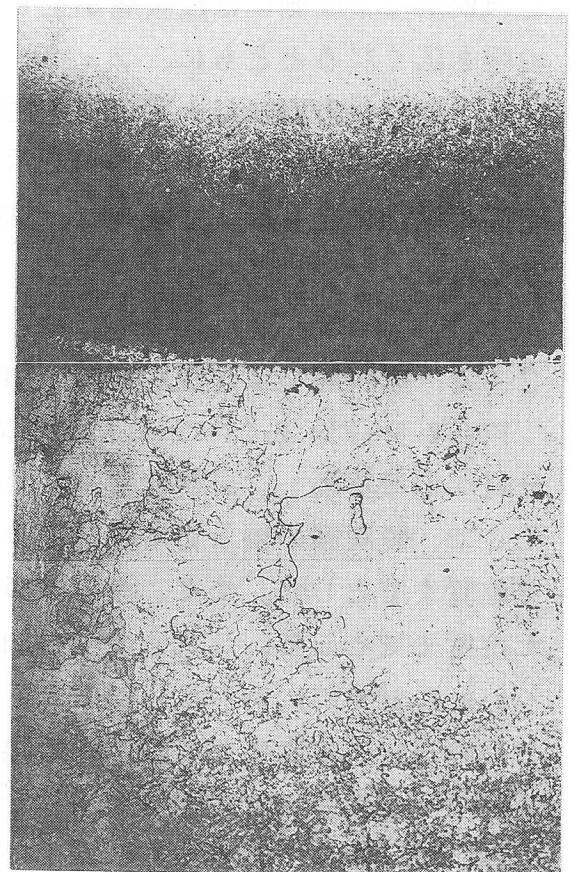
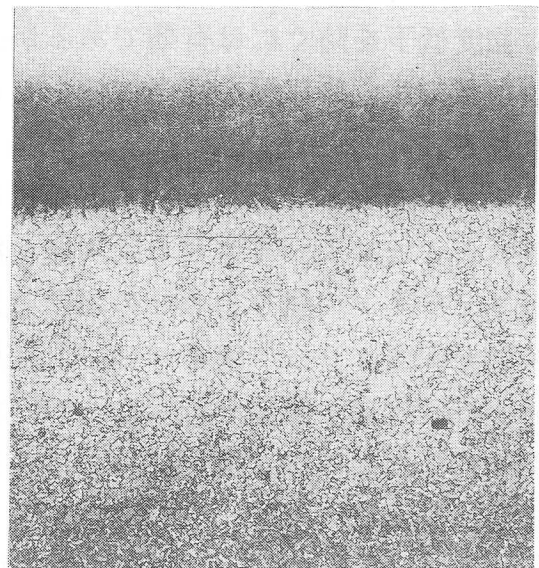
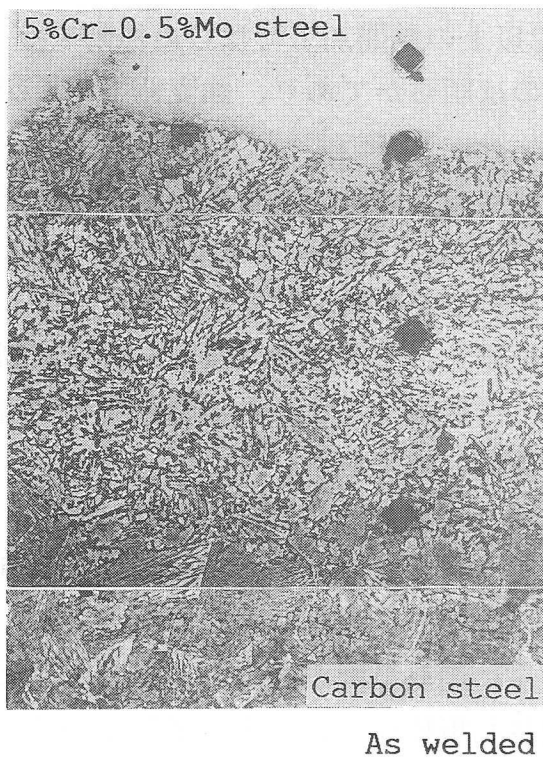


Fig. 2-22 Microstructures of bonded interface of 5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel exposed 50hr at various temperatures

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 \sqrt{t} 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 \sqrt{t} 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 $t \cdot \exp(-Q/RT)$ の関数として表されている。²⁻¹³⁾

$$H = f [t \cdot \exp(-Q/RT)] \quad (2-1)$$

ここでtは加熱時間、QはCの拡散のための活性化エネルギー、Rはガス定数、Tは絶対温度で表した加熱温度である。そして実験的には、加熱温度Tおよび加熱時間tと硬さHの間には、クリープ現象における負荷応力と試験温度および破断時間との間に見いだされているLarson-Miller²⁻¹⁴⁾のパラメーターと同様な関係が見いだされている²⁻¹³⁾。すなわち

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

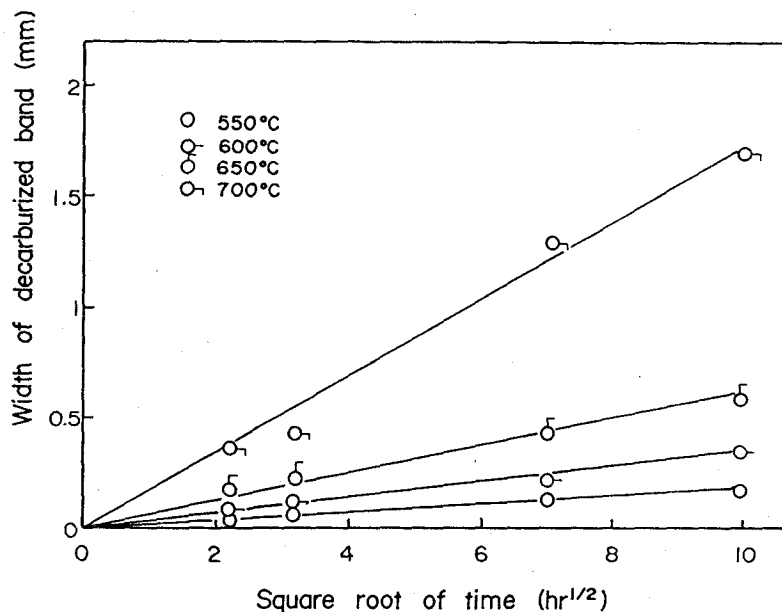


Fig. 2-23 Effect of heating temperature on growth of decarburized band(5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel)

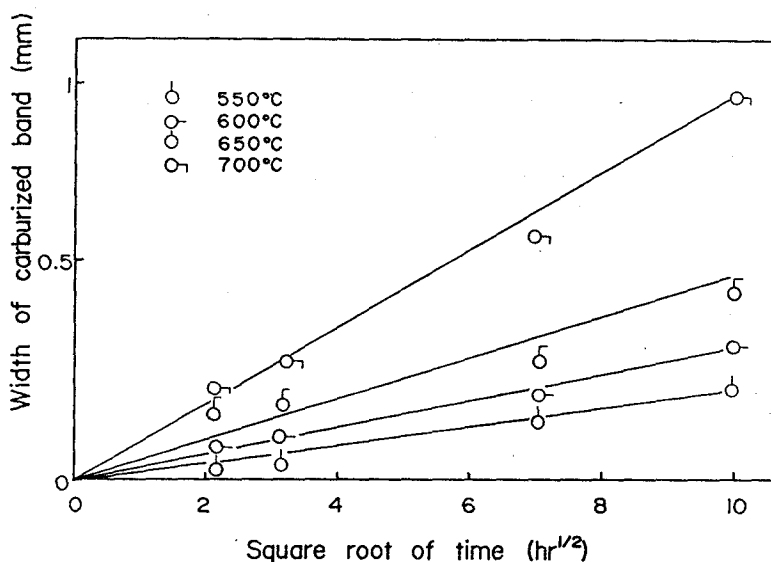


Fig. 2-24 Effect of heating temperature on growth of carburized band(5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel)

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。

$$X = f [T (C + \log t)] \quad (2-3)$$

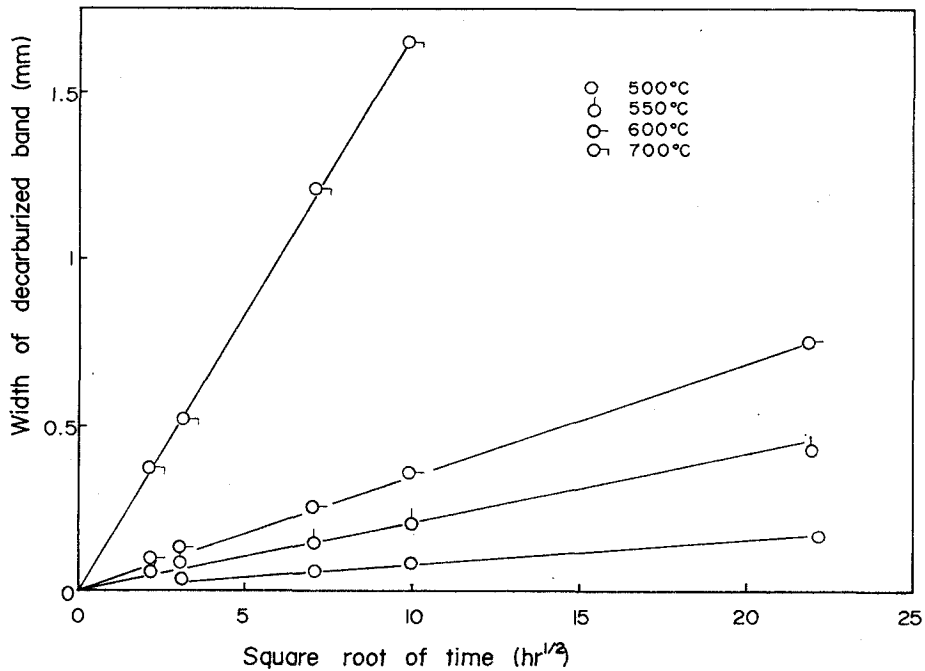


Fig. 2-25 Effect of heating temperature on growth of decarburized band(top, SUS304 explosive clad steel)

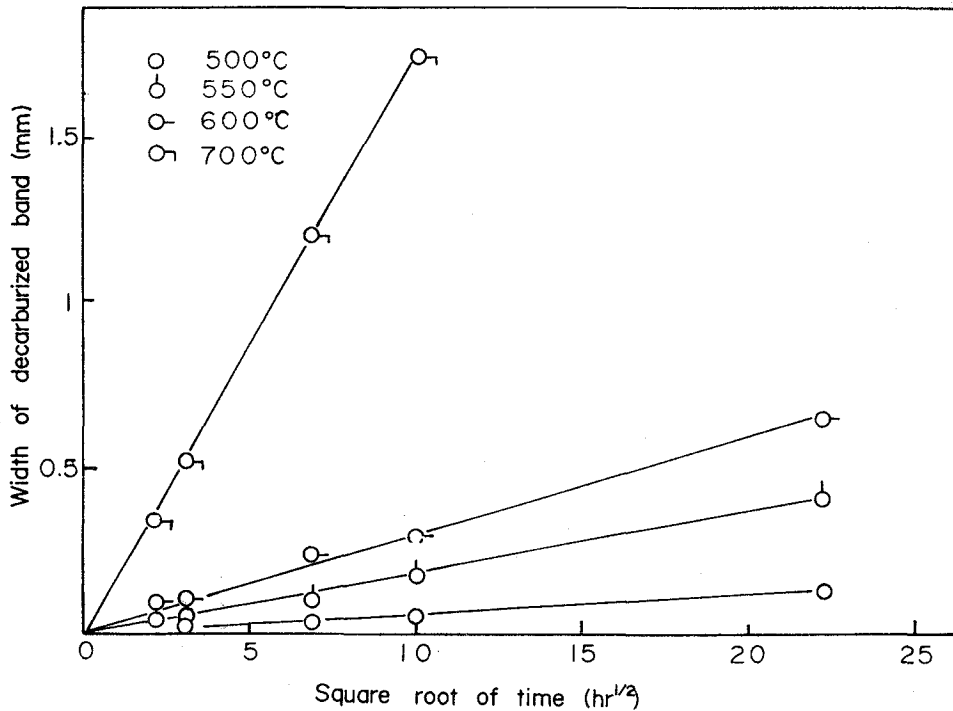


Fig. 2-26 Effect of heating temperature on growth of decarburized band(bottom, SUS304 explosive clad steel)

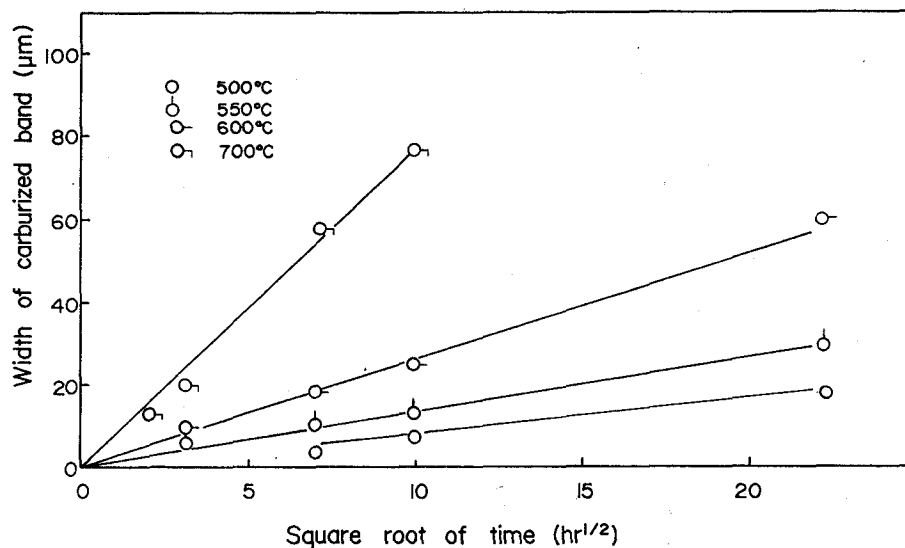


Fig.2-27 Effect of heating temperature on growth of carburized band(top, SUS304 explosive clad steel)

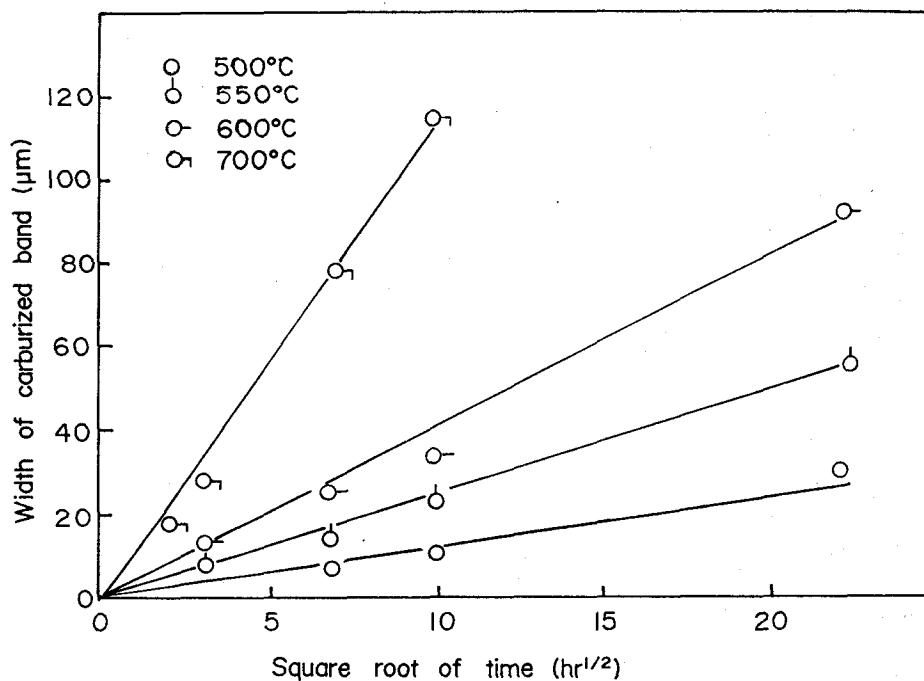


Fig.2-28 Effect of heating temperature on growth of carburized band(bottom, SUS304 explosive clad steel)

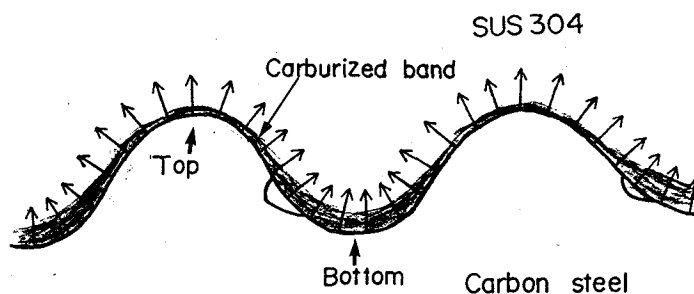


Fig.2-29 Model of carbon diffusion

ただし、この式から脱炭層および浸炭層の幅を計算しようという意味ではなく、脱炭層および浸炭層の幅が $T(C + \log t)$ 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 $T(C + \log t)$ を P と置き脱炭層および浸炭層の幅を整理した。

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

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

$$P/T = C + \log t \quad (2-5)$$

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 $-\log t$ 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 $\log t$ の関係を示す。一定の脱炭層の幅であれば $1/T$ と $\log t$ の関係は直線となり、その直線は $1/T = 0$ ではほぼ-10に収束している。すなわち、 $C \approx 10$ 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前後の値をとることが認められた。

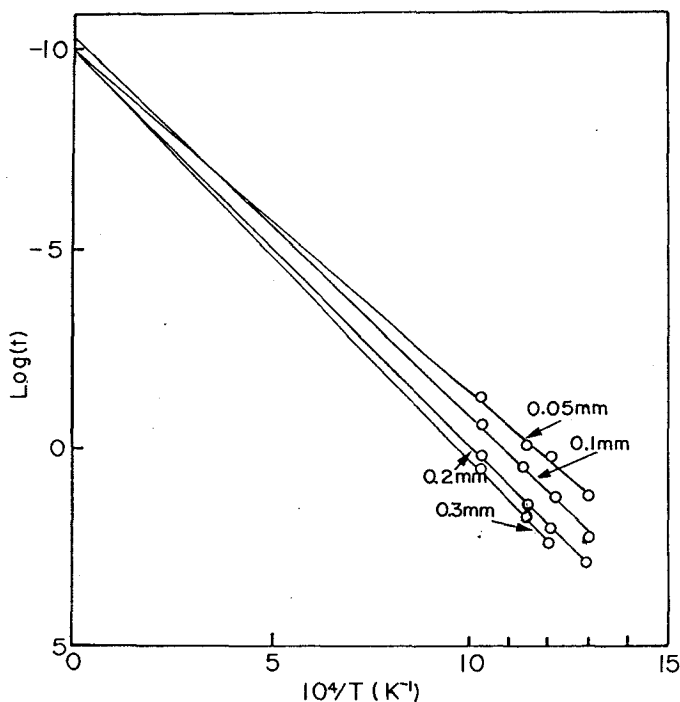


Fig. 2-30 $\text{Log}(t)$ versus $1/T$
(SUS304 explosive clad steel)

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

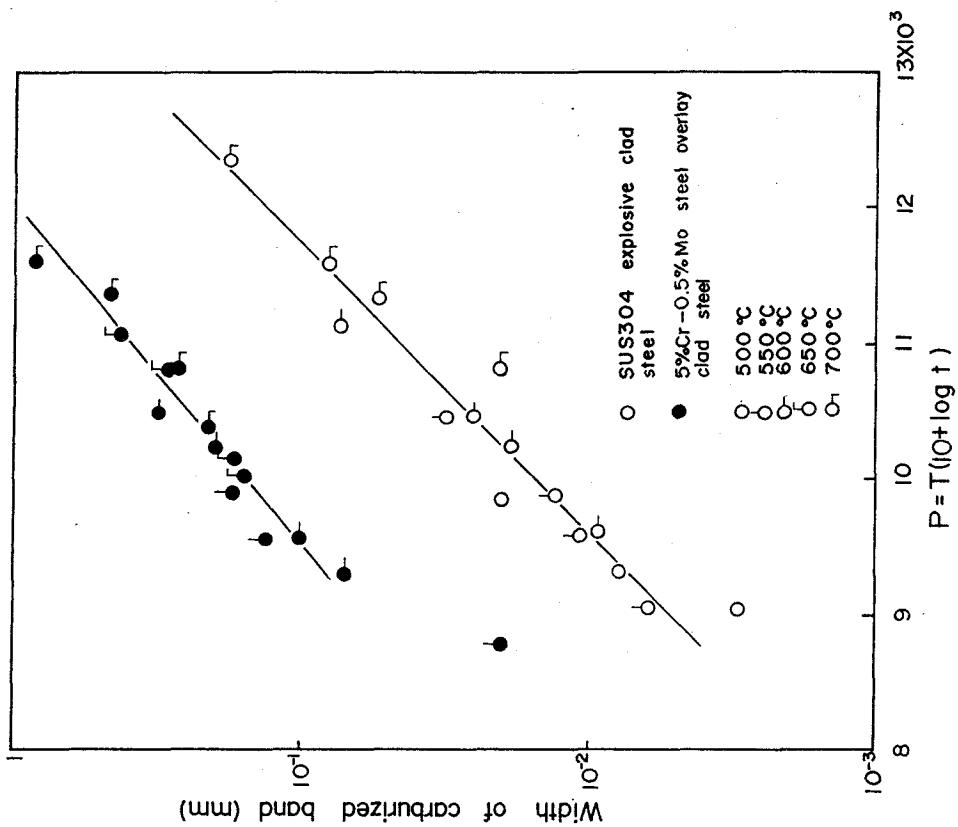


Fig. 2-32 Width of carburized band versus parameter P

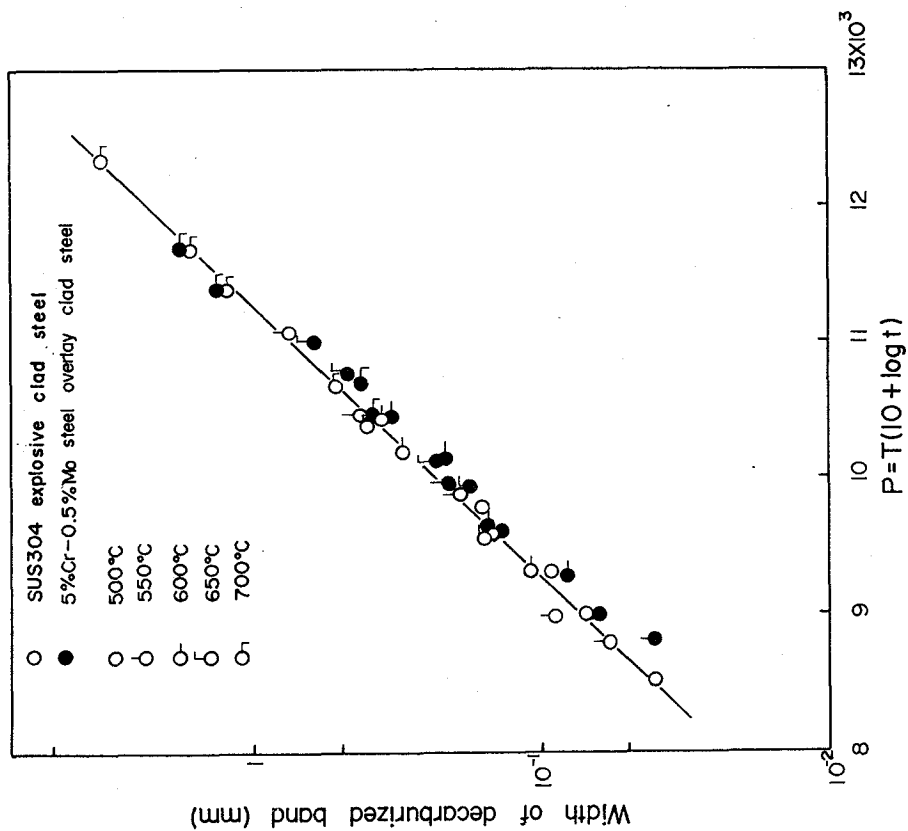


Fig. 2-31 Width of decarburized band versus parameter P

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Hv600となり、組織変化と良好な対応がみられた。一方、

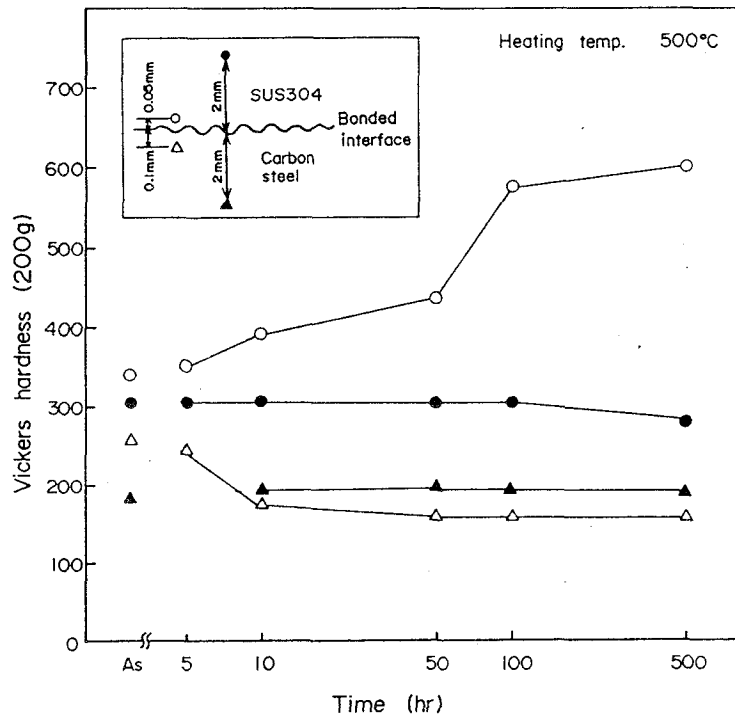


Fig. 2-33 Effect of heating time on Vickers hardness of SUS304 explosive clad steel

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、加熱温度上昇とともに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。

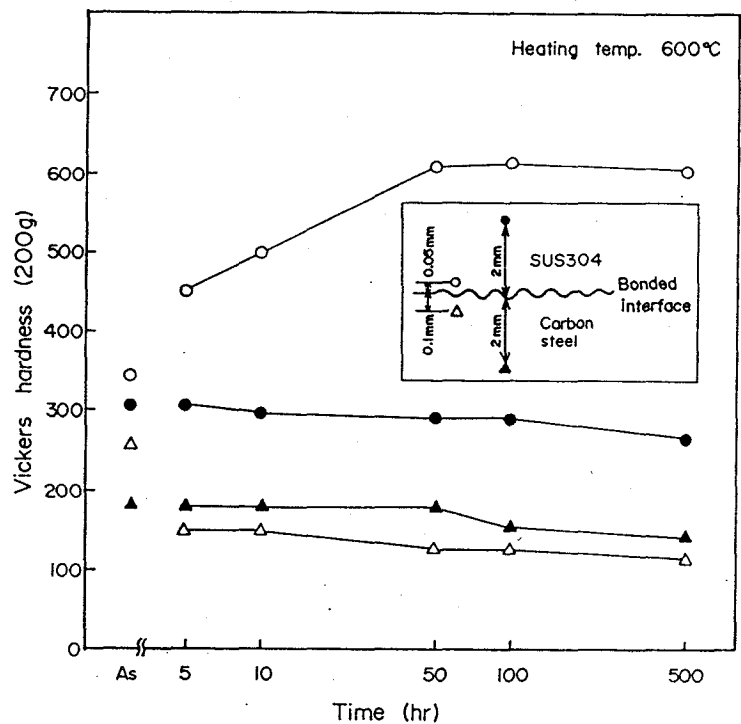


Fig. 2-34 Effect of heating time on Vickers hardness of SUS304 explosive clad steel

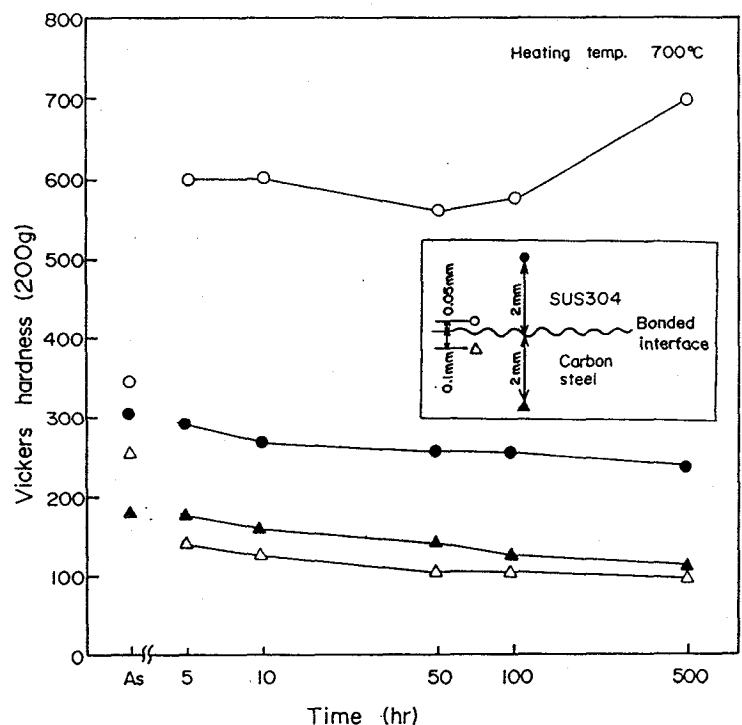


Fig. 2-35 Effect of heating time on Vickers hardness of SUS304 explosive clad steel

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 Cr_{23}C_6 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、 Cr_{23}C_6 (硬さ: 1000kg/mm^2)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、 Cr_{23}C_6 より硬い Cr_7C_3 (硬さ: 1450kg/mm^2)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

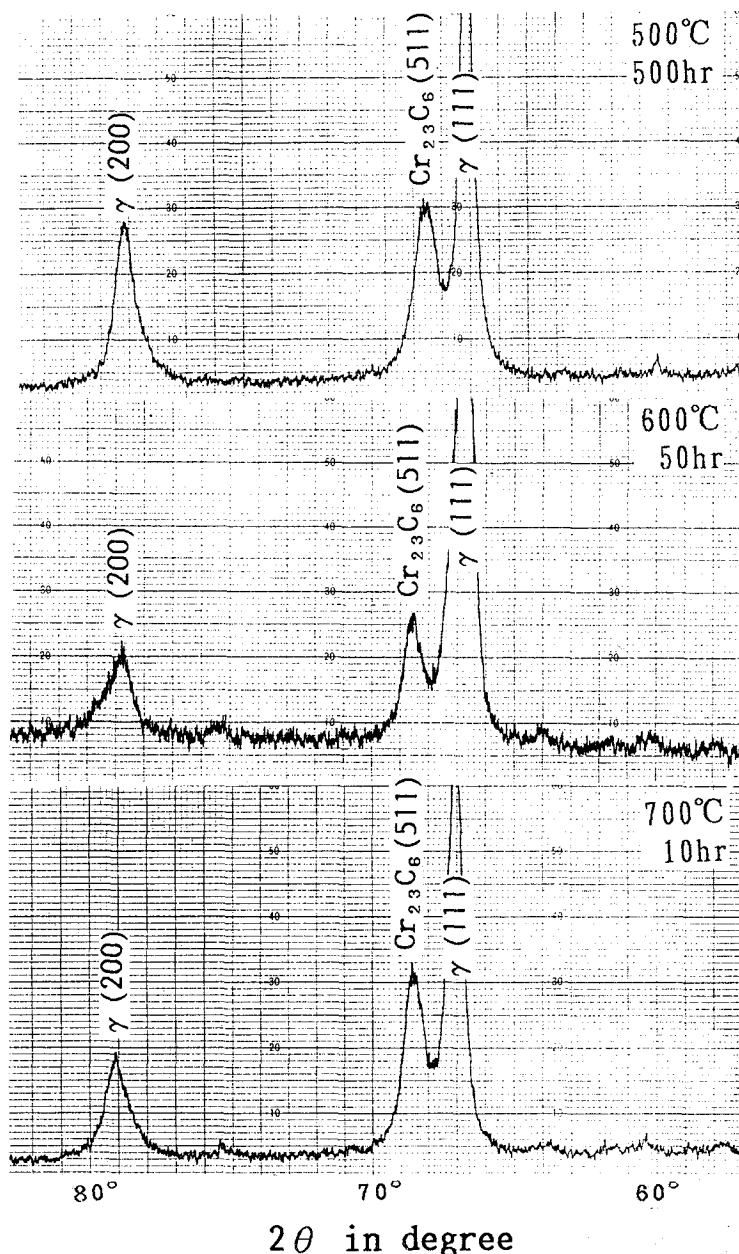


Fig. 2-36 X-ray diffraction patterns(SUS304 at 0.05mm distance from bonded interface)

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鋼に比べ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。

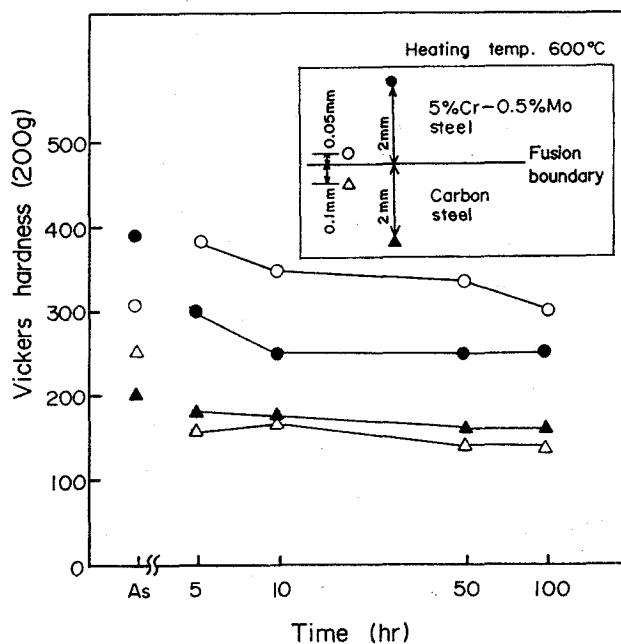


Fig. 2-37 Effect of heating time on Vickers hardness of 5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel

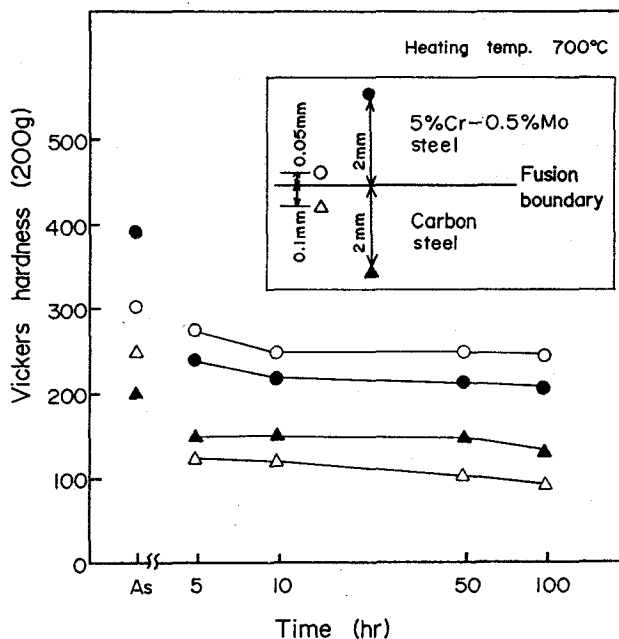


Fig. 2-38 Effect of heating time on Vickers hardness of 5%Cr-0.5%Mo steel overlay clad steel

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。

$$\log C = -2200/T + 0.50$$

[wt%] (2-6)

一方、オーステナイト

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、

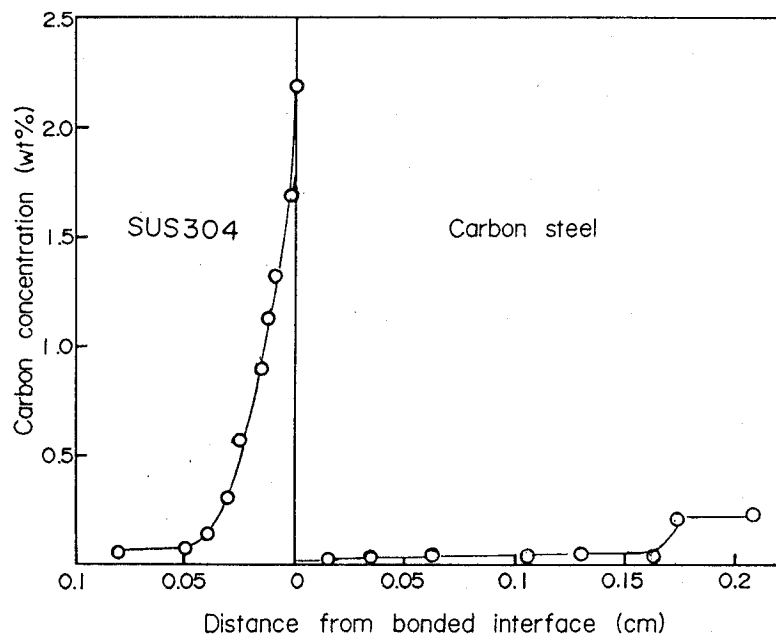


Fig. 2-39 Distribution of carbon concentration of SUS304 explosive clad steel exposed 10hr at 700°C

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_c^f は次式²⁻¹⁹⁾より求めることができる。

$$a_c^f = f C \quad (2-7)$$

ここで、 f は相乗係数、 C は相対炭素量 $[C \text{ wt\%} / Fe \text{ wt\%}, g/g]$ であり f は次式で与えられている。

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

$$q = 1 + [\%Si](0.15 + 0.033[\%Si]) + [\%Mn]0.0365 - [\%Cr](0.13 - 0.0055[\%Cr]) \\ + [\%Ni](0.03 + 0.00365[\%Ni]) - [\%Mo](0.025 + 0.01[\%Mo]) - [\%Al](0.03 \\ + 0.02[\%Al]) - [\%Cu](0.016 + 0.0014[\%Cu]) - [\%V](0.22 - 0.01[\%V])$$

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

$$\ln a_c^{(Fe, Ni, Cr, C)} = \ln(0.048[C]) + (0.525 - 300/T)[C] - 1.845 + 5100/T \\ - (0.021 - 72.4/T)[\%Ni] + (0.248 - 404/T)[\%Cr] - (\\ 0.0102 - 9.422/T)[Cr]^2 \quad (2-9)$$

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 $a_c^f = 5.5 \times 10^{-3}$ 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

たものである。この図より18%Crにおける $(1/3)Cr_7C_3$ および $(1/6)Cr_{23}C_6$ 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 $(1/3)Cr_7C_3$ 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 Cr_7C_3 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、 Cr_7C_3 中での炭素活量と釣り合っているものと考えられる。

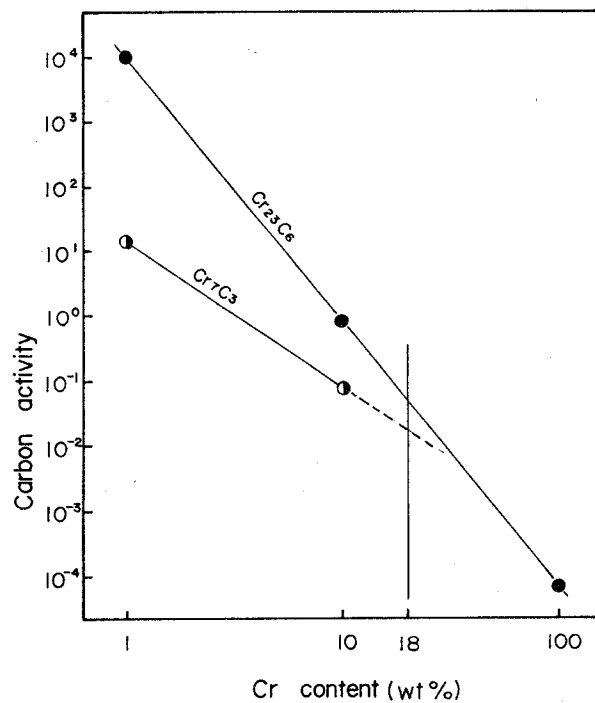


Fig. 2-40 Relation between carbon activity and Cr content

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 Cr_7C_3 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

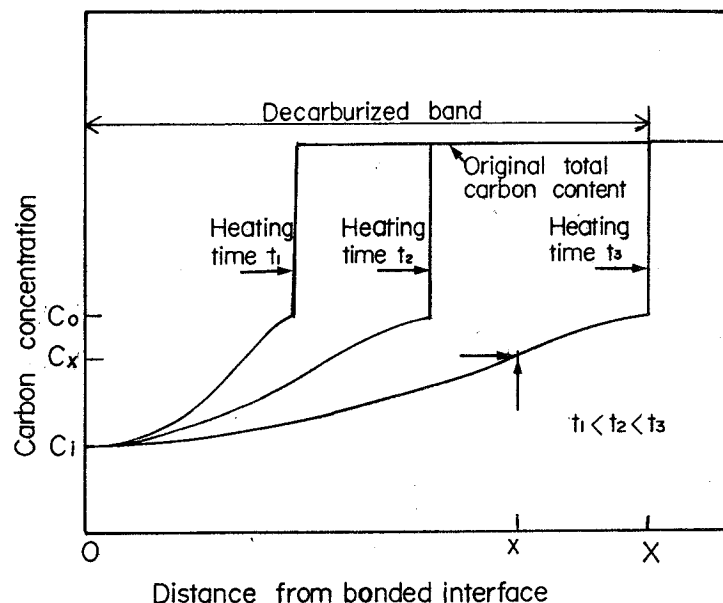


Fig. 2-41 Schematic diagram of carbon distribution in decarburized band

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 C_x 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。

$$C_x - C_0 = (C_i - C_0) \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] \quad (2-10)$$

C_x : 接合境界からx離れたC濃度

C_0 : 拡散前の軟鋼のC濃度 (フェライトの固溶C濃度)

C_i : 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 $C_x = C_0$ の位置であり、これを式(2-10)に代入すると

$$1 = \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (2-11)$$

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

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

となる。これより脱炭層幅をXとすれば次式になる。

$$X^2 = 4k^2Dt \quad (2-13)$$

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

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2-14)$$

D_0 : 振動因子 (cm^2/sec)

Q : 活性化エネルギー (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

$$X^2/t = 4k^2D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2-15)$$

となり、 $4k^2D_0$ を定数Kとして両辺の対数をとると次式になる。

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

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 $10^3/T$ 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ー(Q)を求めると、 40800cal/mol となった。この値は $\alpha\text{-Fe}$ で求められて

いる活性化エネルギー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ー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

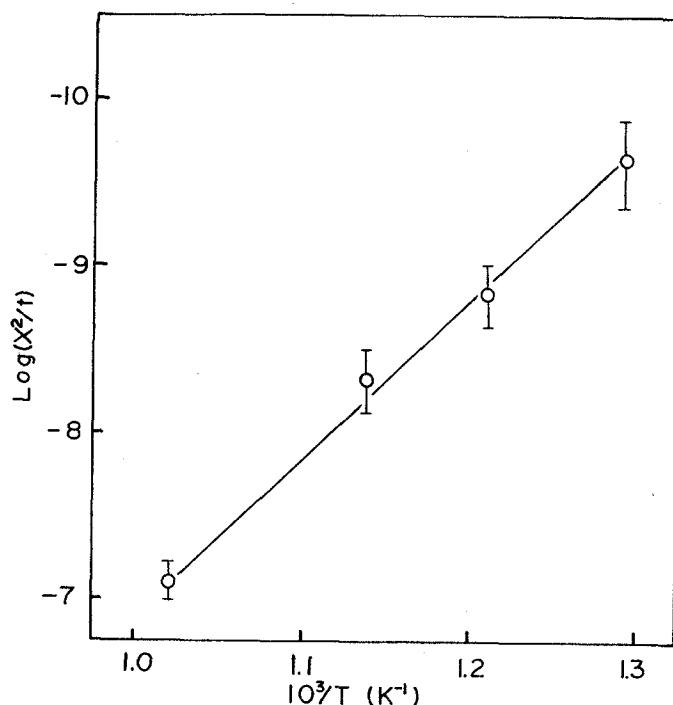


Fig. 2-42 $\text{Log}(X^2/t)$ versus $1/T$
(SUS304 explosive clad steel, decarburized band)

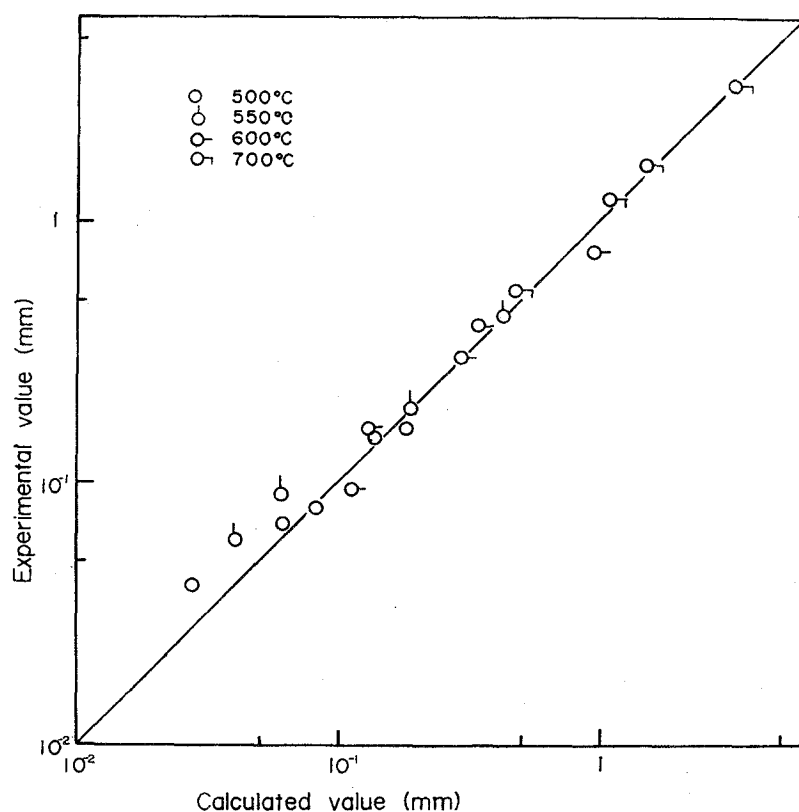


Fig. 2-43 Comparison of calculated decarburized band and experimental decarburized band

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説明できなかった。

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。

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

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 $10^3/T$ 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ーを求めると谷については31500cal/mol、山については37200cal/molと

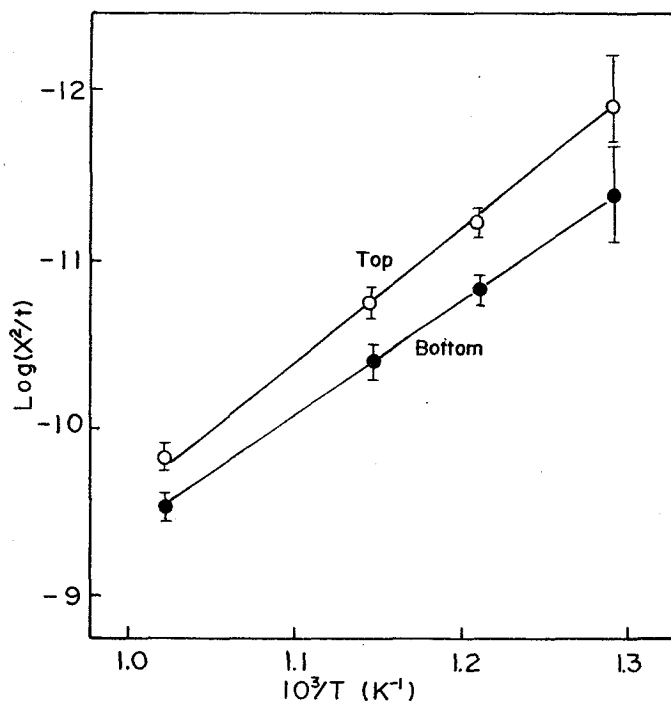


Fig. 2-44 $\text{Log}(X^2/t)$ versus $1/T$
(SUS304 explosive clad steel,
carburized band)

なり、谷で得られた活性化エネルギー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ーはPerkinsら²⁻²⁵⁾がSUS316鋼で求めた活性化エネルギー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。

$$X^2 = 0.00316 \cdot t \cdot \exp(-31500/RT) \quad (2-18)$$

$$X^2 = 0.00316 \cdot t \cdot \exp(-37200/RT) \quad (2-19)$$

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

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

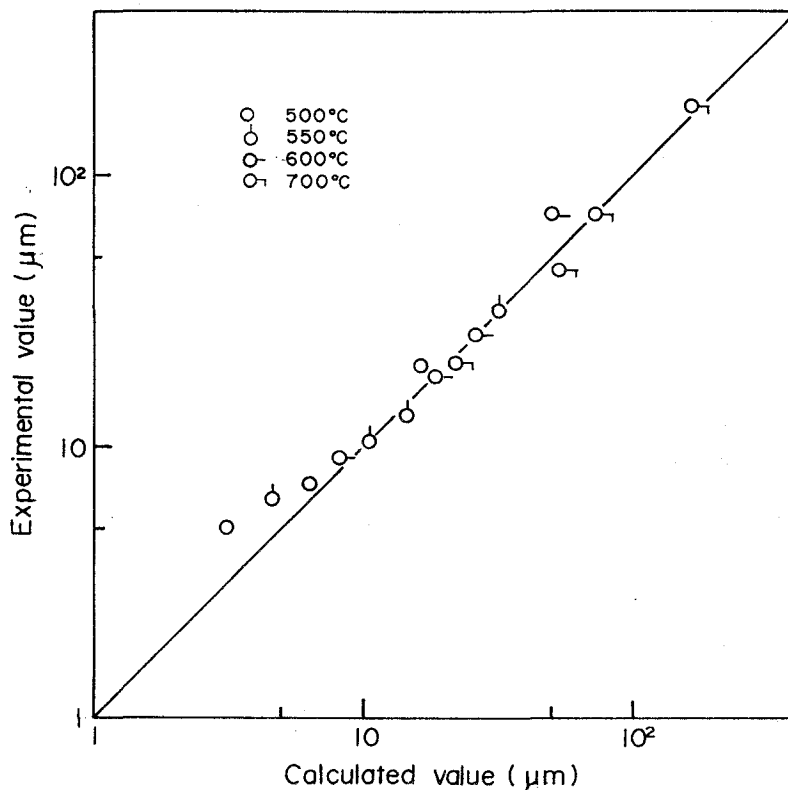


Fig. 2-45 Comparison of calculated carburized band and experimental carburized band

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 $T(C+\log t)$ 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_7C_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。

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 (1962), 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), No. 2, 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, Metallkunde, 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. Perkins, P. T. Carlson: The Volume Diffusion of Carbon in Fe-17 Wt Pct Cr-12 Wt 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 $240\mu\Omega/\text{cm}^2$ 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 $0.2\mu\Omega/\text{cm}^2$ 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作業温度が $900^\circ\text{C}\sim 1000^\circ\text{C}$ であるため、 200°C 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Al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Al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、主として熔融アルミニウムと鋼との金属間化合物であり Fe_2Al_5 の生成と成長に関するものに限られている。そして、その温度も 800°C 以上を対象としており、アルミニウムが固相状態で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熔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 $400^\circ\text{C}\sim 600^\circ\text{C}$ 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

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。

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

	C	Si	Mn	P	S	Al
Carbon steel	0.20	0.23	0.88	0.019	0.021	—
Aluminium	—	0.02	—	—	—	<99.63

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。

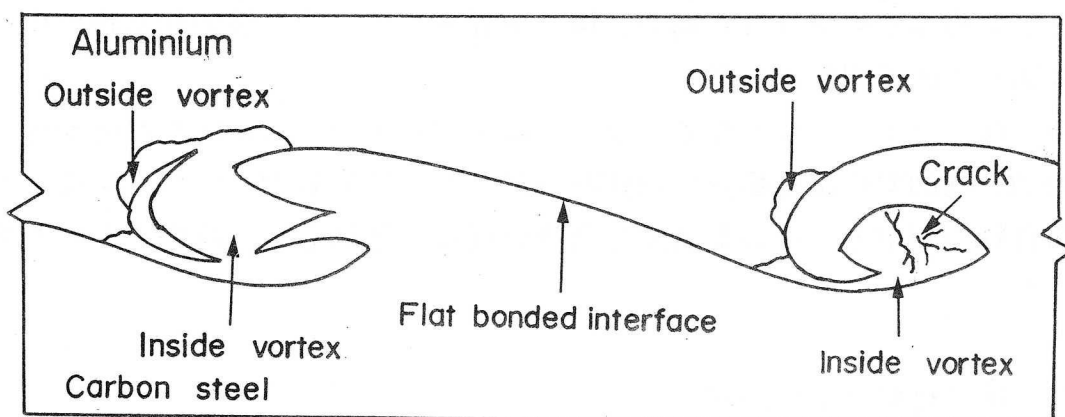
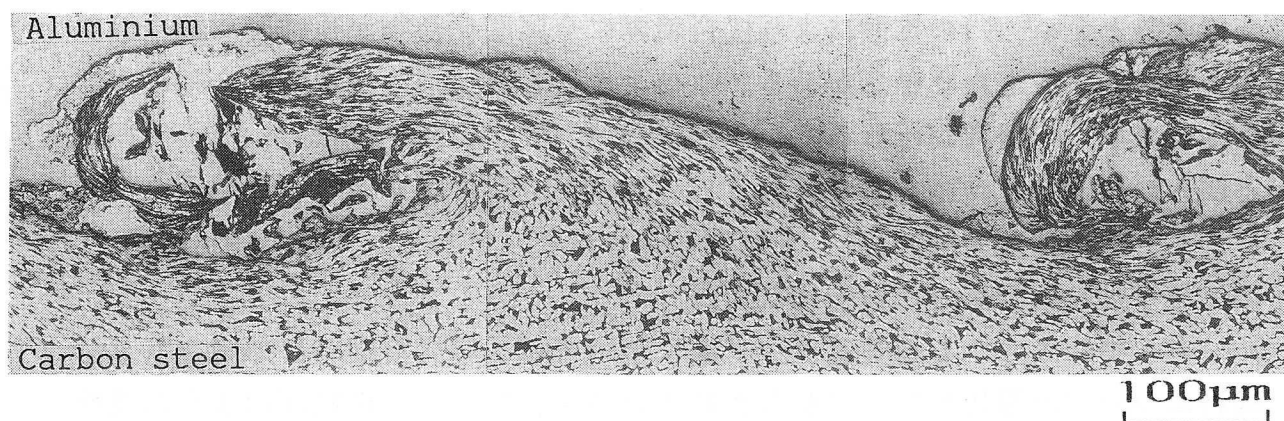


Fig. 3-1 Microstructure of aluminium explosive clad steel

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Al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

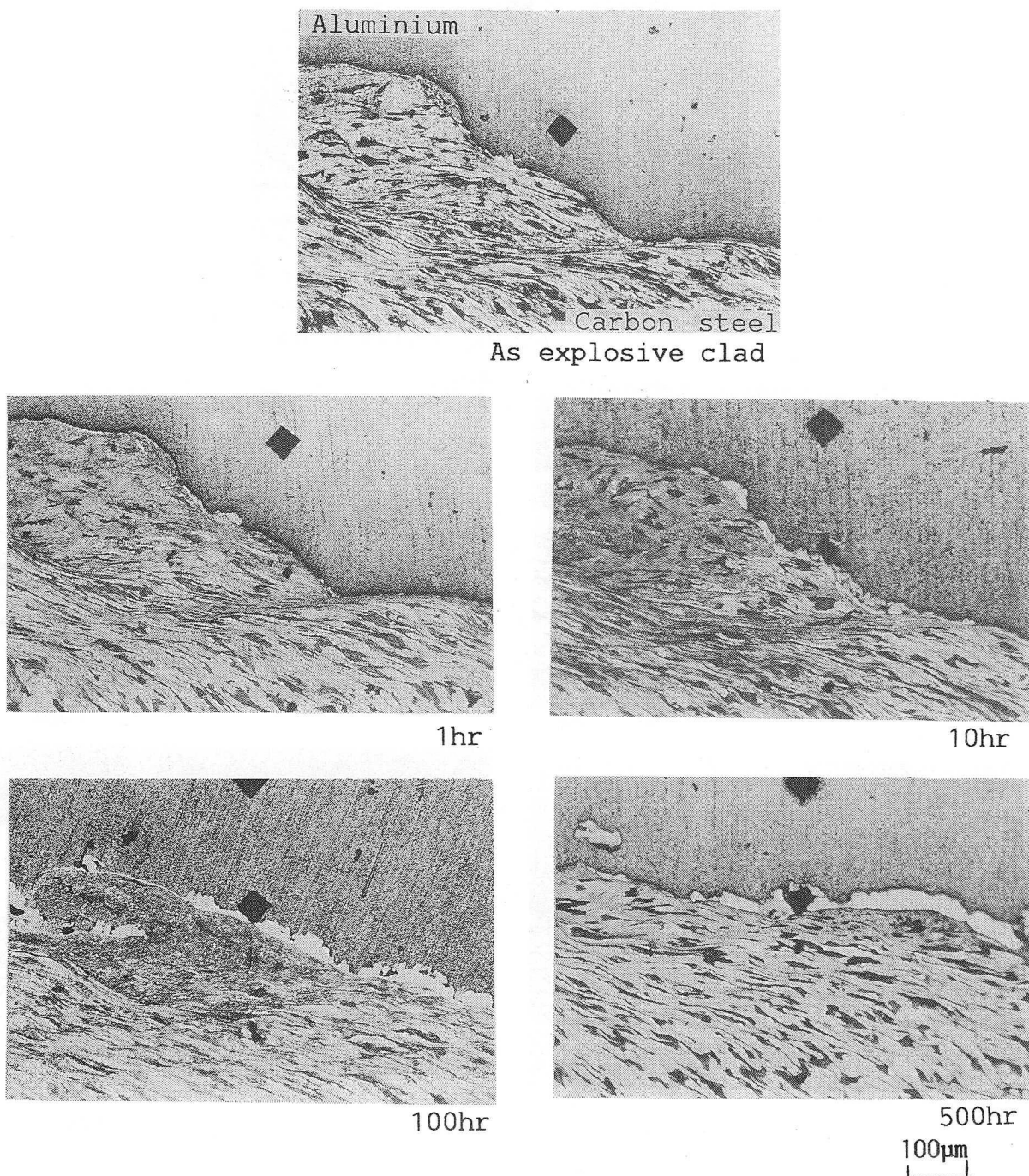


Fig. 3-2 Microstructures of bonded interface of aluminium explosive clad steel exposed various times at 400°C

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

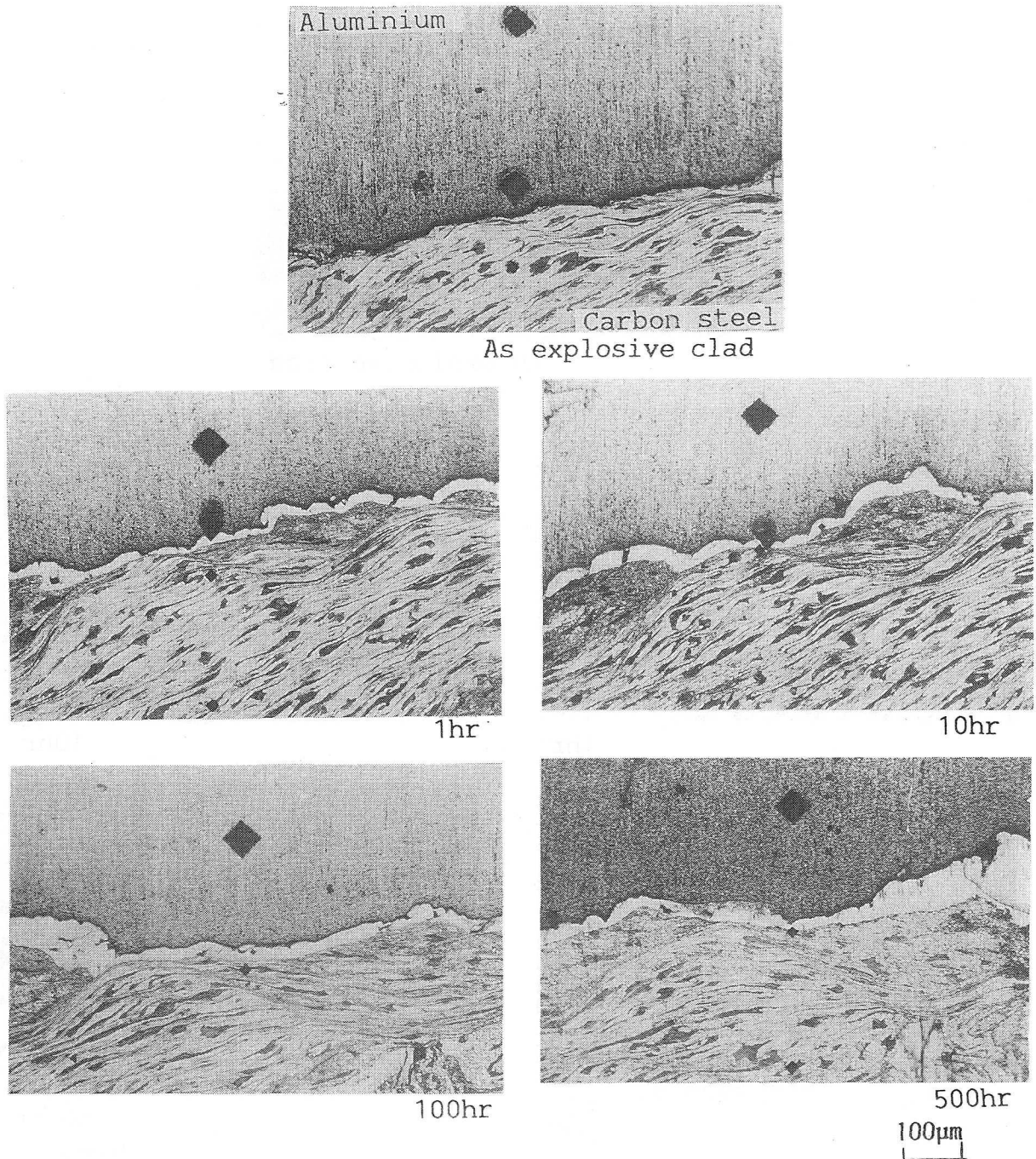
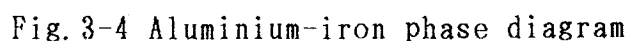


Fig. 3-3 Microstructures of bonded interface of aluminium explosive clad steel exposed various times at 500°C

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。

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10 μ m~20 μ m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、50 μ m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



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-Al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)、 Fe_3Al 、 $\alpha_2(\text{FeAl})$ 相、 $\zeta(\text{FeAl}_2)$ 相、 $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 相、 $\theta(\text{FeAl}_3)$ 相およびAlに富む固溶体(Al)であり、

Table 3-2 は、平衡状態で常温においてFe濃度に対して出現する相を記した。

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	FeAl_3 , Fe_2Al_5
44.3~48.0	Fe_2Al_5
48.0~50.5	Fe_2Al_5 , FeAl_2
50.5~67.0	FeAl_2 , Fe-Al
67.0~100	Fe-Al

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)、 $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 相そして $\theta(\text{FeAl}_3)$ 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。

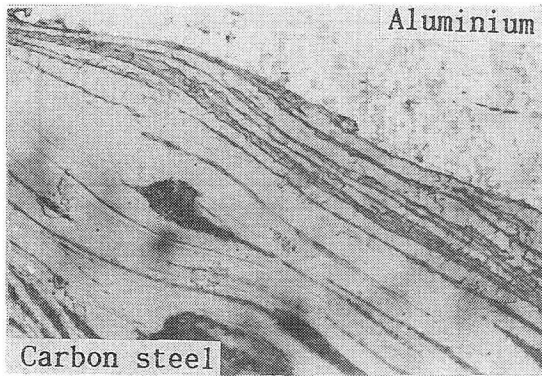
まず金属間化合物を顕微鏡組織的に検討した。Fig. 3-5は、3%硝酸アルコール溶液でエッチングした後2%フッ酸水溶液でエッチングした金属間化合物の顕微鏡組織である。2%フッ酸水溶液でエッチングを施すと α 相は着色せず、 ζ 相は赤褐色、 η 相は橙、紫色そして θ 相は淡青色を示すことが報告³⁻¹⁰⁾されている。

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 μm 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 $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 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 $\theta(\text{FeAl}_3)$ 相と考えられる。

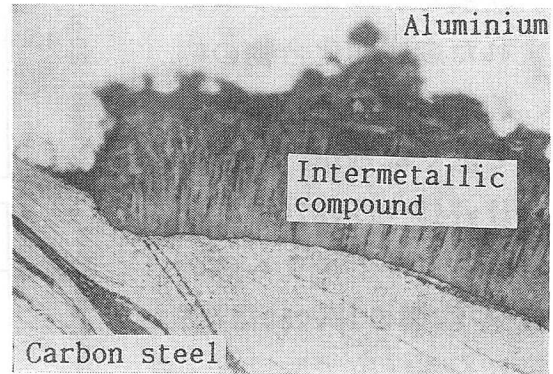
500℃の加熱では、500℃に温度上昇させ保持することなく冷却した場合(Fig. 3-5-(c))にも、すでに1 μm 程度の金属間化合物が接合境界面に生成していた。1時間保持後には、10 μm ~15 μm 程度まで成長し、50時間後には30 μm 程度まで成長していたが、その組織は400℃の加熱と同様に $\theta(\text{FeAl}_3)$ 相のみと考えられる。しかし、50時間後には $\theta(\text{FeAl}_3)$ 相のアルミニウム側には割れが

(Fig. 3-5-(d))生じていた。

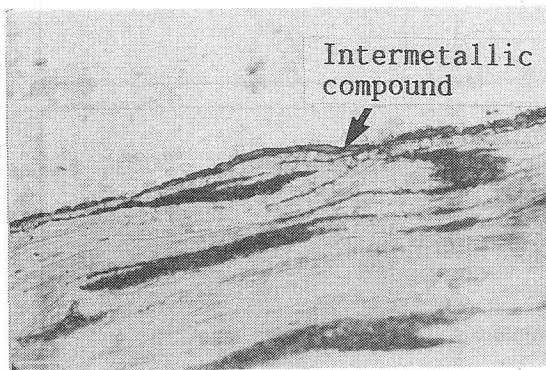
600°Cの加熱((Fig. 3-5-(g))では600°C以下の加熱とは異なり、金属間化合物と軟鋼の間には矢印で示すように着色されない層がみられた。この層は、 α Fe相と考えられるが、その幅が狭いためX線マイクロアナライザによっても明らかにできなかった。しかし、 α Fe相を除く金属間化合物内は一相であり、 η (Fe_2Al_5)と考えられる相はみられないようである。



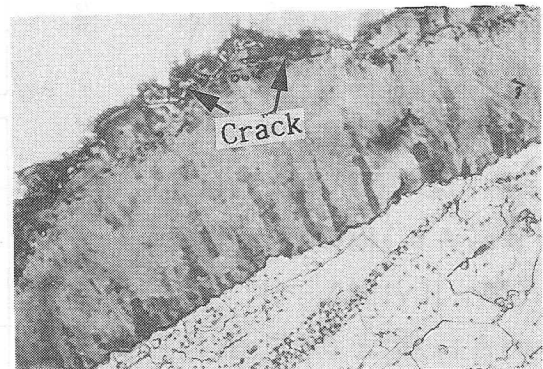
(a) As explosive clad



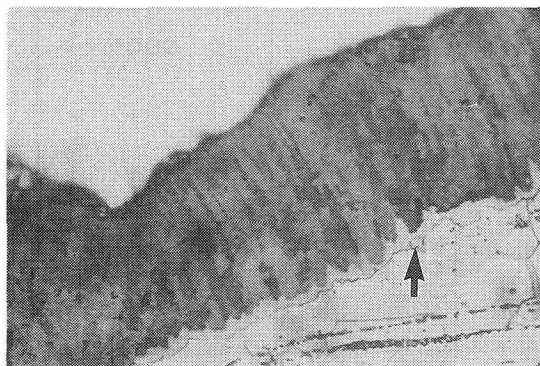
(b) Exposed 50hr at 400°C



(c) Exposed 0hr at 500°C



(d) Exposed 50hr at 500°C



(e) Exposed 10hr at 600°C

10 μm

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、加熱温度の上昇に伴って広がるが、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 (Fe_2Al_5) 相の硬さは Hv870～Hv1020、 η (Fe_2Al_5) 相と θ (FeAl_3) 相が共存する相では Hv670～Hv870、そして、 θ (FeAl_3) 相は Hv670～Hv780 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 (Fe_2Al_5) 相と θ (FeAl_3) 相の共存ないしは θ (FeAl_3) 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

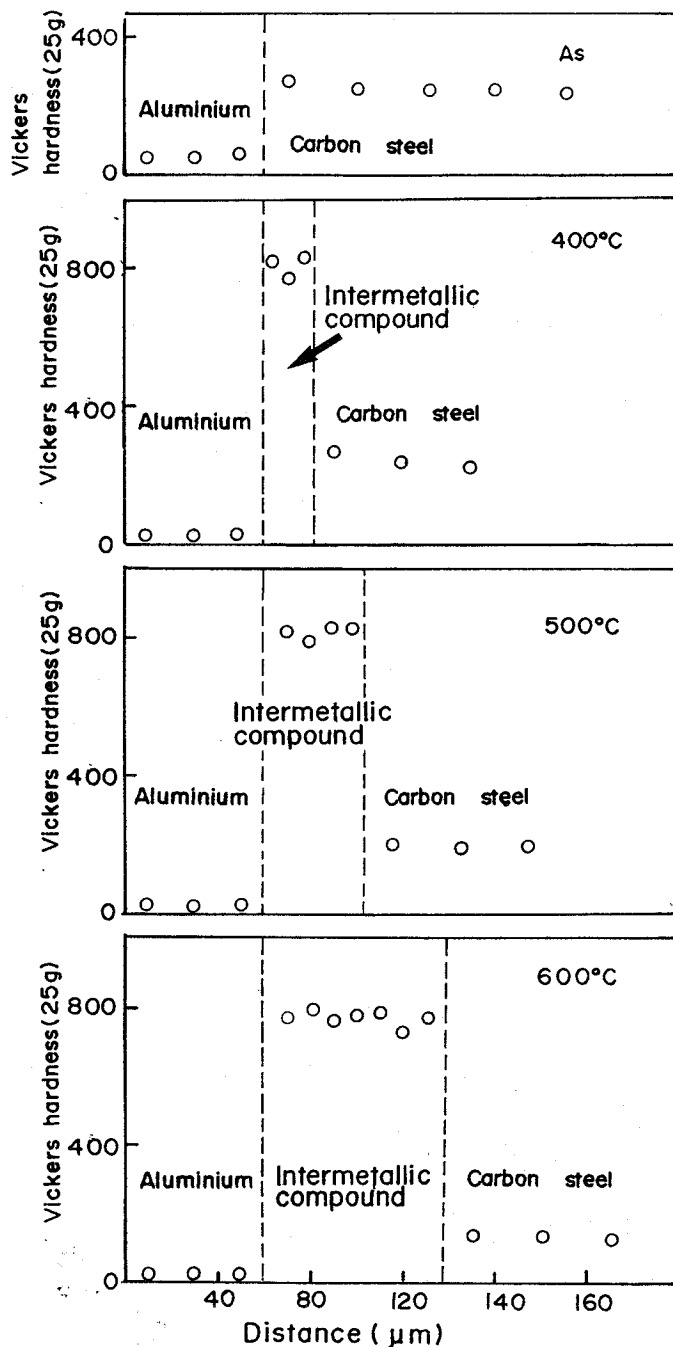
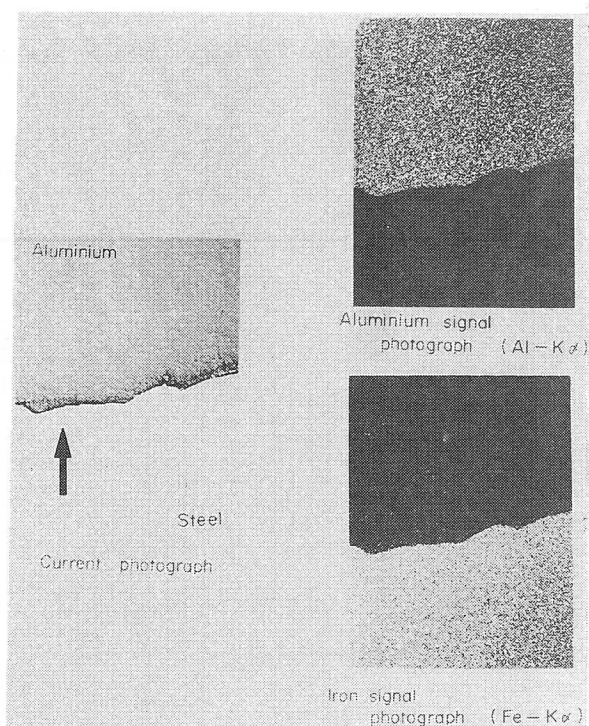
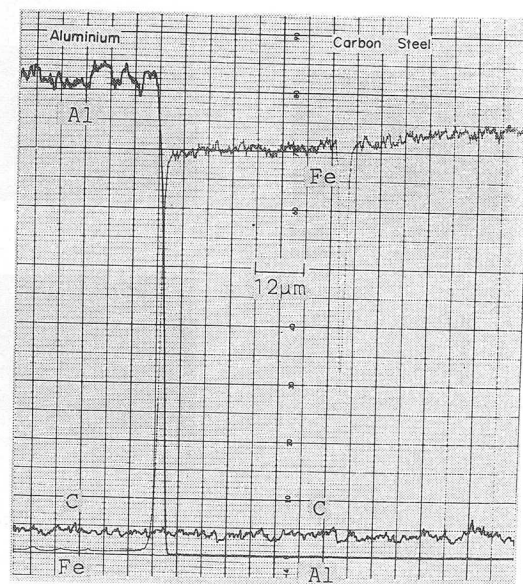


Fig. 3-6 Hardness distributions across bonded interface in aluminium explosive clad steel exposed 50hr at various temperatures

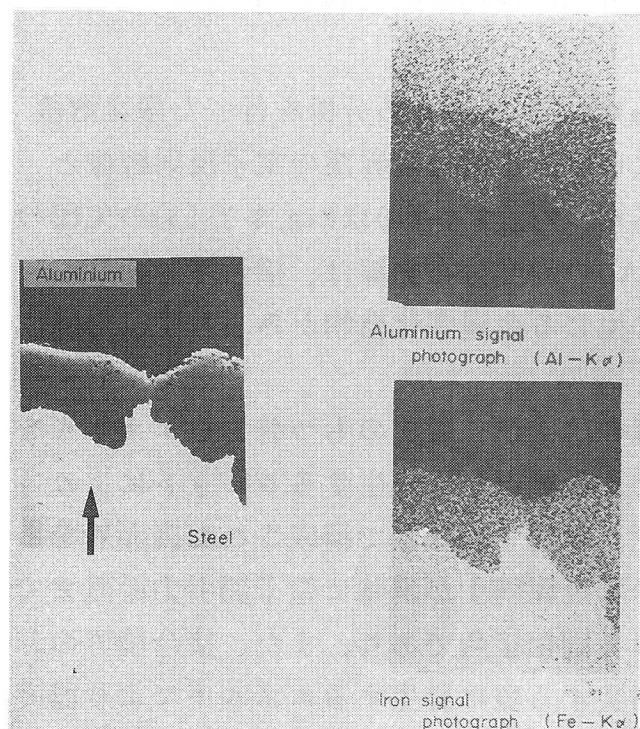


(a) X-ray scanning image

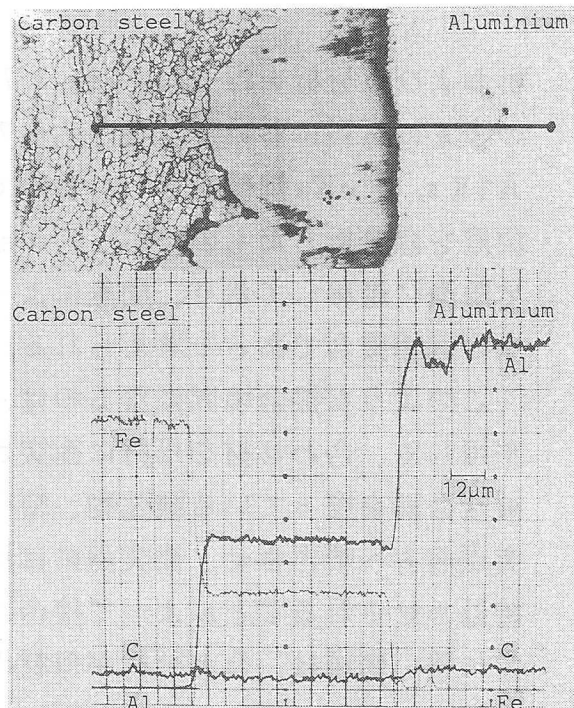


(b) Line analysis profiles

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

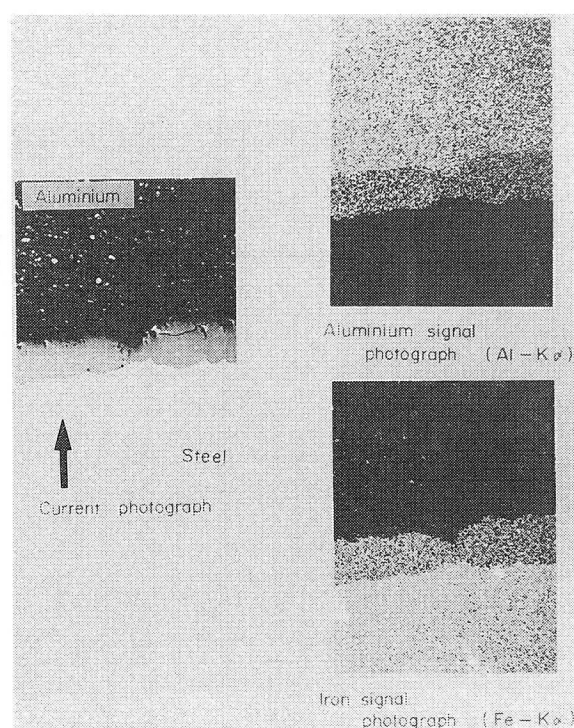


(a) X-ray scanning image

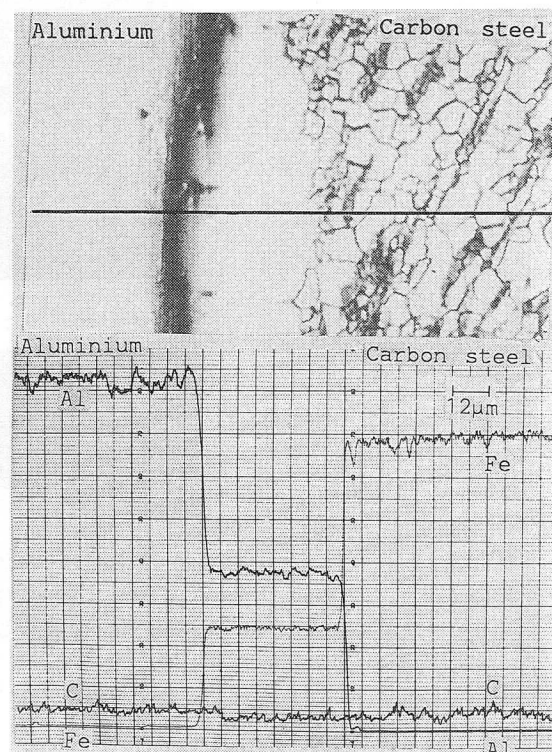


(b) Line analysis profiles

Fig.3-8 X-ray scanning image and line analysis profiles of aluminium explosive clad steel interface(exposed 100hr at 500°C)



(a) X-ray scanning image



(b) Line analysis profiles

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 $AlK\alpha$ 、 $FeK\alpha$ 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Al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ーを利用して、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ー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、 $10^5 K/sec$ 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°Cで100時間および600°Cで100時間加熱後

の接合境界部の反射電子線像およびAlK α 、FeK α 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Alの接合境界にはFeとAl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%、Al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%Al、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FeAl₃(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 (FeAl₃)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。

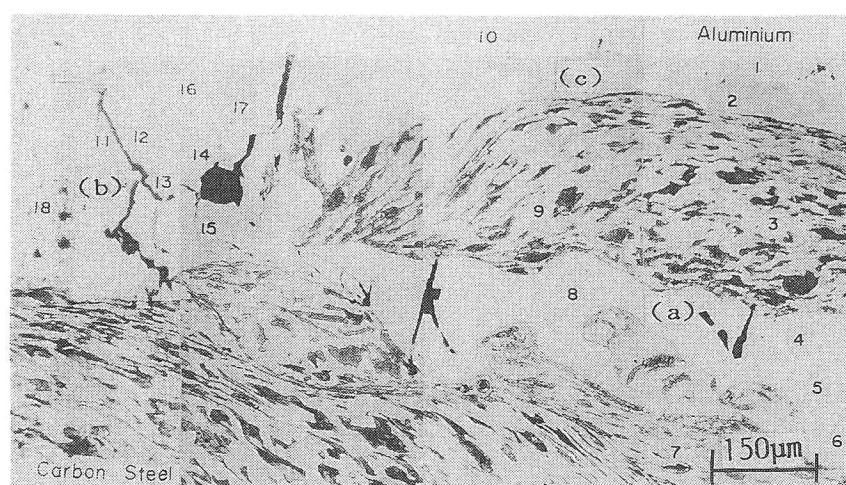


Fig. 3-10 18-point matrix used quantitative analysis(as explosive clad)

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

Location	Point	Al	Fe	Phase	Location	Point	Al	Fe	Phase
Aluminium	1	100.0	-	Al	Outside vortex(b)	11	68.6	32.0	FeAl ₃ +Al
	10	99.9	-	Al		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 vortex(a)	4	44.5	56.2	FeAl+FeAl ₂		17	69.1	37.8	FeAl ₃ +Al
	5	46.5	57.8	FeAl+FeAl ₂	Outside vortex(c)	2	49.9	51.1	FeAl+FeAl ₂
	6	42.6	57.8	FeAl+FeAl ₂					
	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%Al、29wt%Feであり α Alと θ (FeAl₃)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 (Fe₂Al₅)相および θ (FeAl₃)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 (FeAl₃)相、 η (Fe₂Al₅)相、 ζ (FeAl₂)相などの金属

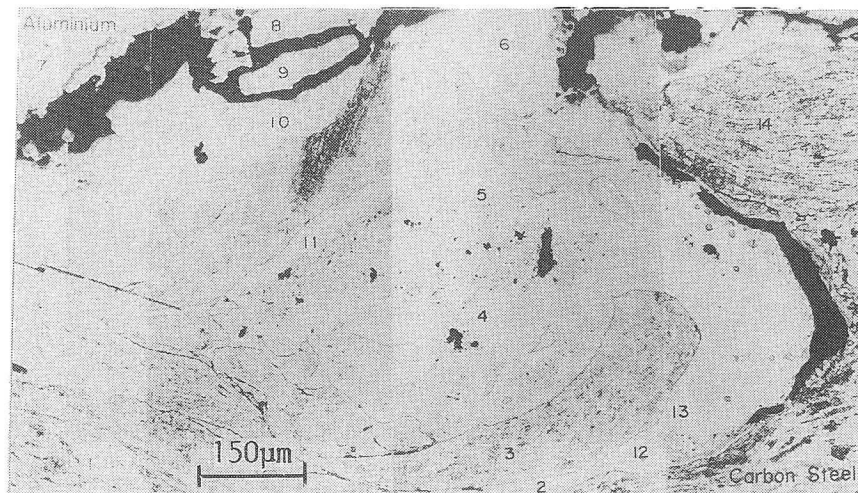
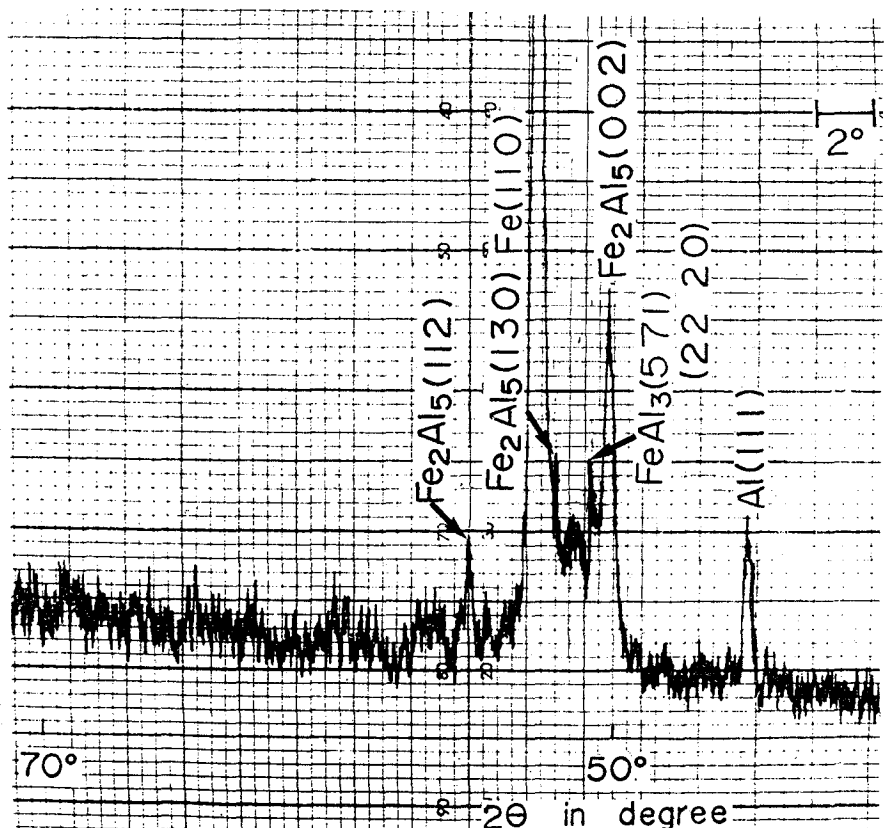


Fig. 3-11 18-point matrix used quantitative analysis(exposed 100hr at 550°C)

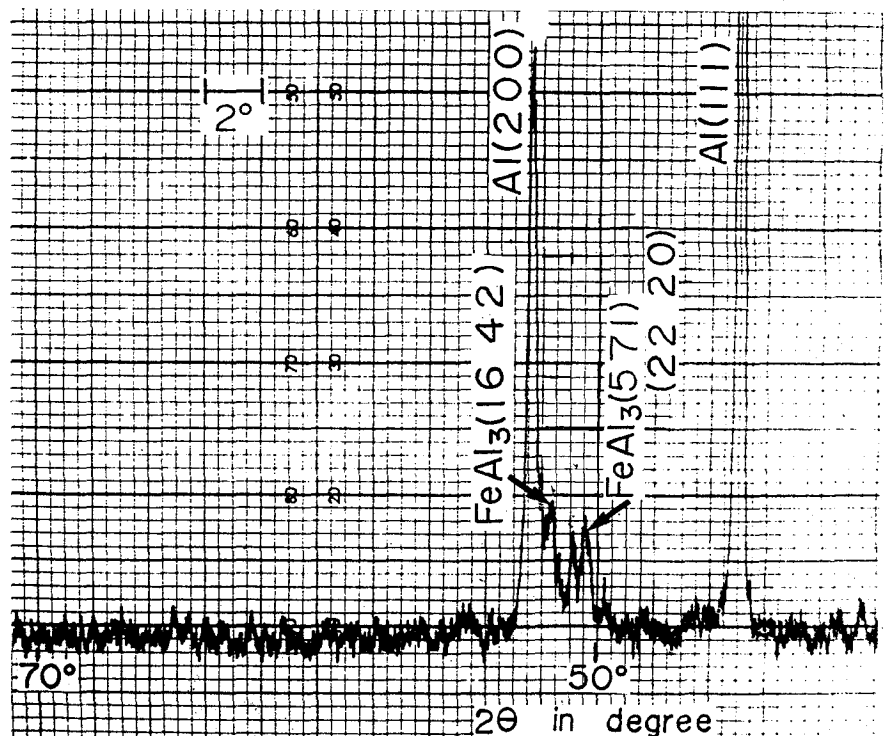
Table 3-4 Results of quantitative analysis(wt%) point-by-point as shown in fig. 3-11

Location	Point	Al	Fe	Phase	Location	Point	Al	Fe	Phase
Aluminium	7	99.9	-	Al	Inside vortex	4	50.8	49.2	Fe ₂ Al ₅
Carbon steel	1	-	100.0	Fe		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 vortex	6	52.2	46.9	Fe ₂ Al ₅
Inside vortex	2	51.1	49.3	Fe ₂ Al ₅ +FeAl ₂		8	52.3	46.9	Fe ₂ Al ₅
	12	48.7	51.8	FeAl ₂ +FeAl		9	56.1	44.0	FeAl ₃ +Fe ₂ Al ₅
	13	49.8	49.7	Fe ₂ Al ₅ +FeAl ₂		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あり、 ζ (FeAl₂)相と α_2 (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%Fe～21.4wt%Feであり、前者に



(a) Carbon steel



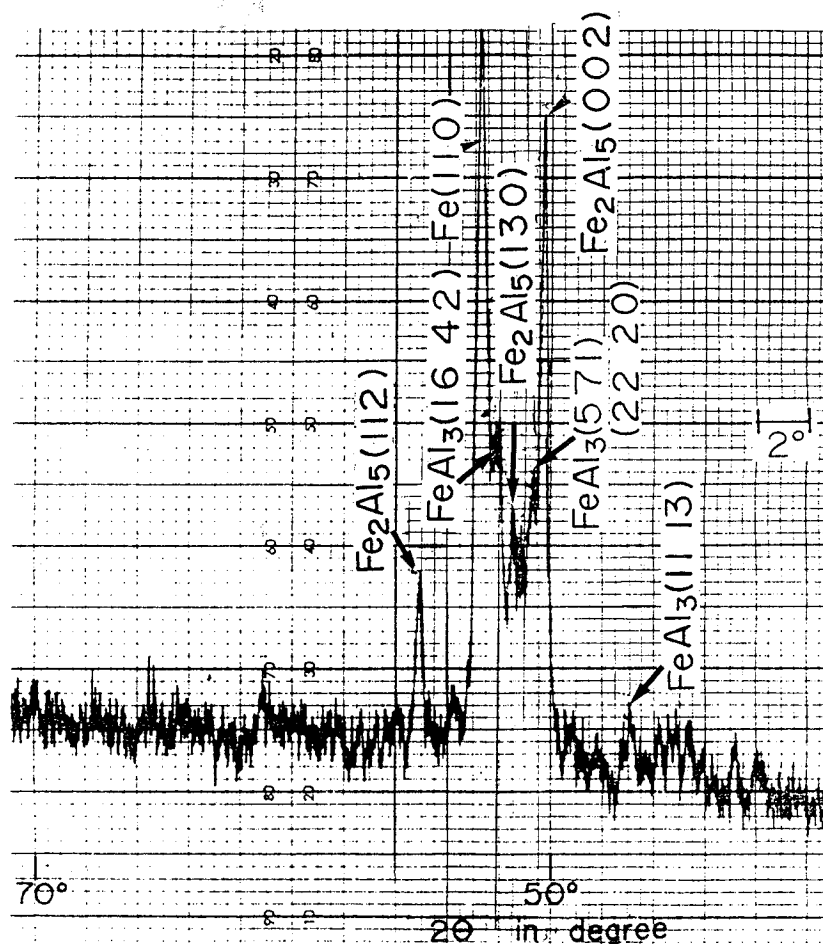
(b) Aluminium

Fig. 3-12 X-ray diffraction patterns of aluminium explosive clad steel(exposed 10hr at 500°C)

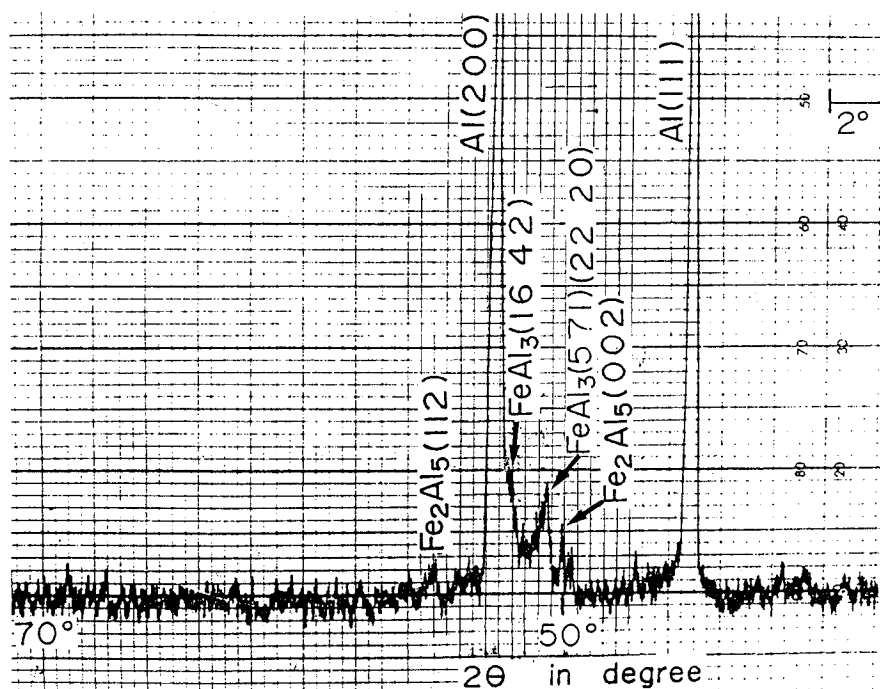
比べてより多くの Al を含有している傾向がある。したがって、この部分には θ (FeAl_3) 相が存在しており、福井ら³⁻⁷⁾が報告したように α Al と FeAl_3 が共存していることも考えられる。このように、内側の巻き込み部は外側の巻き込み部に比べて Fe をより多く含有し、反対に外側の巻き込み部は内側の巻き込み部に比べて Al をより多く含有する傾向がみられた。

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 (Fe_2Al_5) 相と θ (FeAl_3) 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



(a) Carbon steel



(b) Aluminium

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

的均一な組成であり、組成から推定してその相は $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 相であり、加熱により内側巻き込み部は $\zeta(\text{FeAl}_2)$ 相と $\alpha_2(\text{FeAl})$ 相が共存する相から $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 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Alの強いピーク以外に FeAl_3 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、 $\theta(\text{FeAl}_3)$ 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 Fe_2Al_5 の強いピークが存在し、加熱後の巻き込み部には多量の $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 相が存在していると考えられる。また FeAl_3 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 $\theta(\text{FeAl}_3)$ 相が存在する可能性もあるが、加熱後の巻き込み部は $\eta(\text{Fe}_2\text{Al}_5)$ 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箇所ので平均値を採用した）と加熱時間の平方根 \sqrt{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 \sqrt{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 αFe と FeAl_3 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 \sqrt{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℃

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 $10\mu\text{m}\sim 20\mu\text{m}$ 存在していたように成長している。

しかし、Fig. 3-2および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°C 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Al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°C 以上で

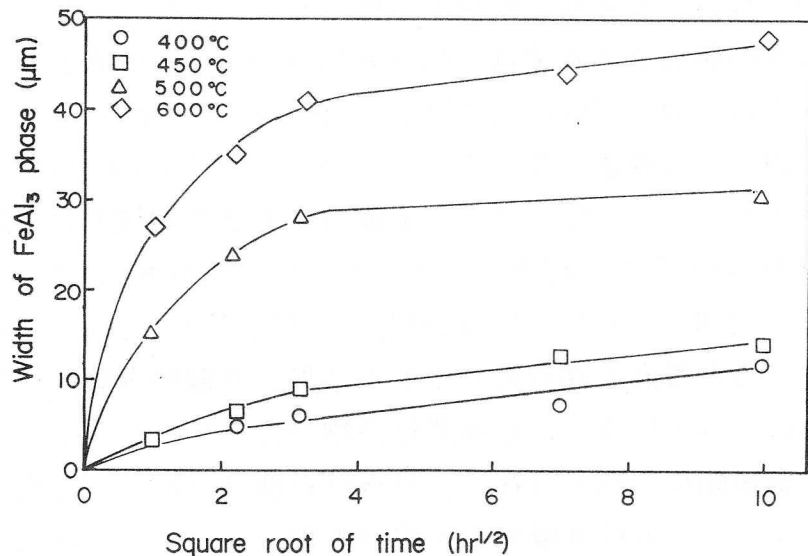


Fig. 3-14 Effect of heating time on growth of FeAl_3 phase

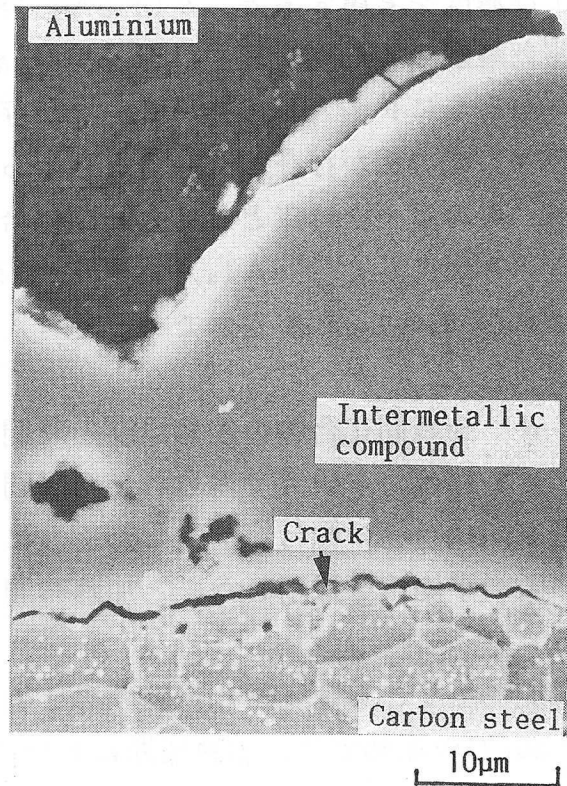


Fig. 3-15 Current photograph of diffusion band (exposed 10hr at 600°C)

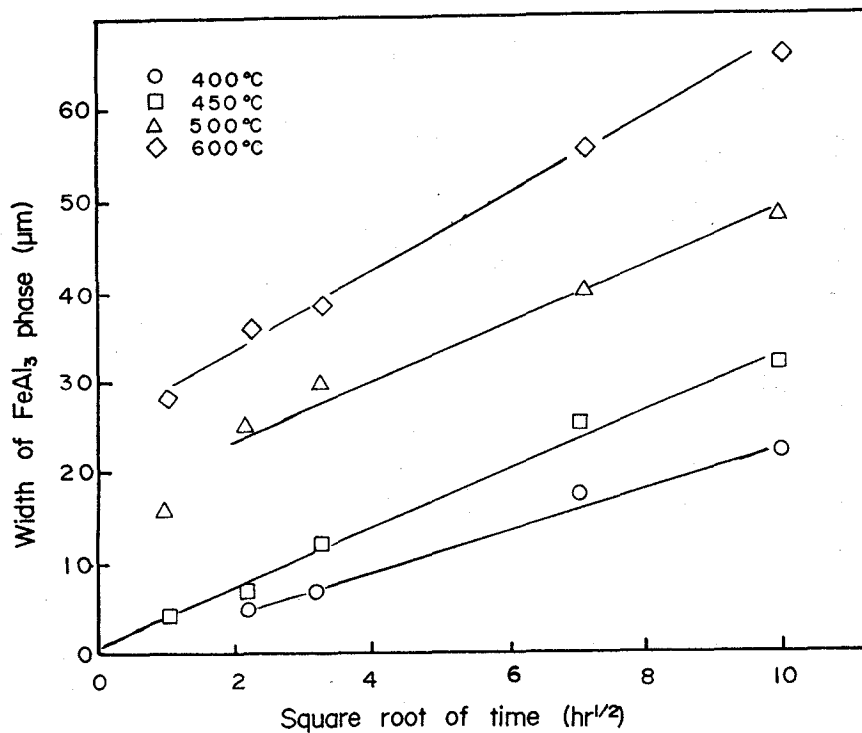


Fig. 3-16 Effect of heating time on growth of FeAl_3 phase

使用されることはなく、むしろ300°C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作業中で加熱により接合境界部の温度が500°C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°Cで150時間と500時間および500°C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°Cの加熱では、500時間保持してもその剥離強度は5kg/mm²以上であったが、500°Cでは1時間の加熱後、すでに3kg/mm²の値にまで低下して

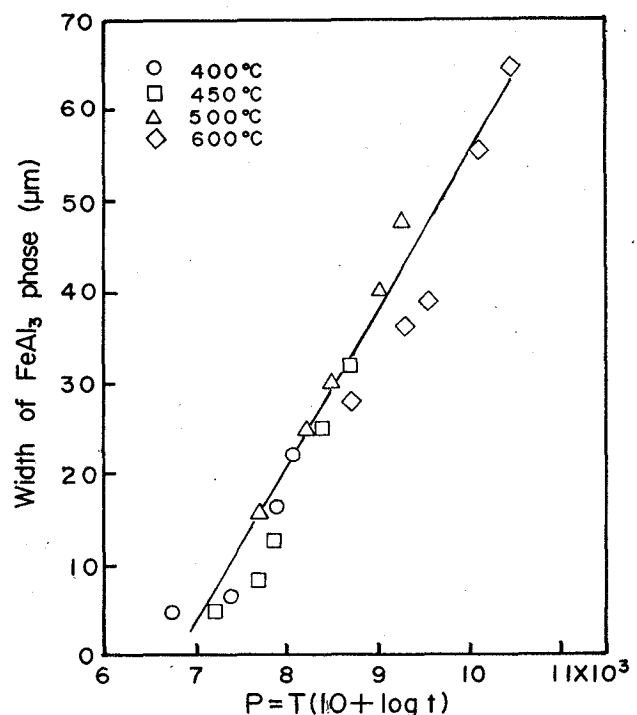


Fig. 3-17 Width of FeAl_3 phase versus parameter P

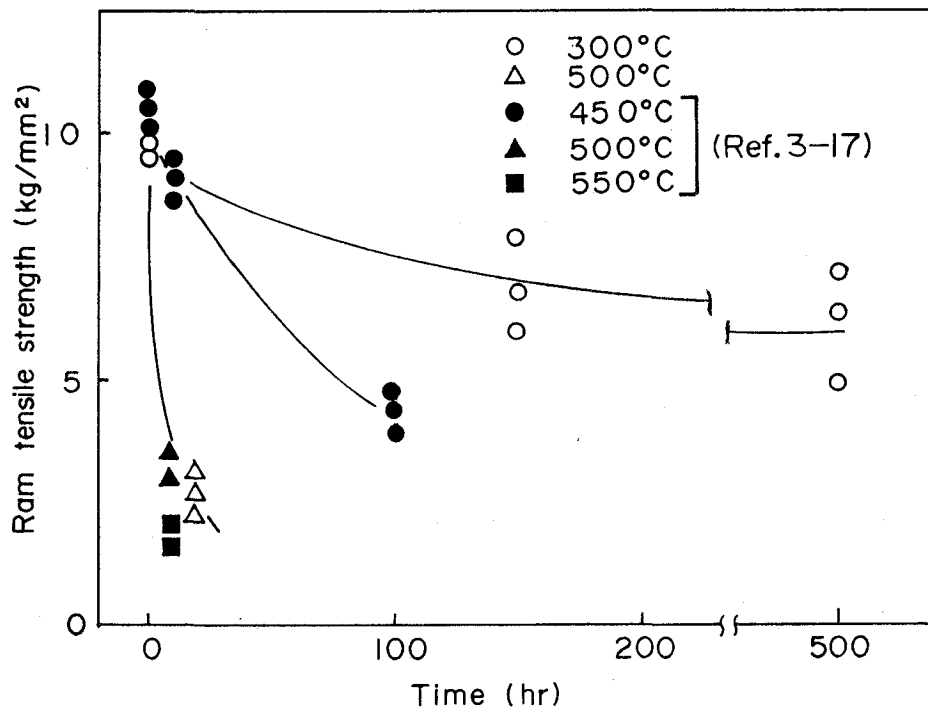


Fig. 3-18 Effect of heat treatment on ram tensile strength

いた。馬場の試験結果でも450°C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°C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°C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°C以下では59.1wt%Fe、40.9wt%Alの組成で、Hv700~Hv800の硬さを示す θ (FeAl₃)相であったが、600°Cでは θ (FeAl₃)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10 μ m~20 μ m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 (Fe₂Al₅)相、 θ

(FeAl₃)相、 ζ (FeAl₂)相、 α_2 (FeAl)相および α Alが共存している。
しかし、加熱により一部(Fe₂Al₅+FeAl₂)相も存在したが、ほとんど η (Fe₂Al₅)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: Fe中へのAl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Al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Al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. Pruemmer: 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, McGraw-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, Chapter 3, 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

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/mm^2 に比べ爆着クラッド鋼のそれは 40kg/mm^2 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°C 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°C で3時間の処理が行われる。また、熱間加工温度としては $700^\circ\text{C}\sim 800^\circ\text{C}$ 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⁴⁻²⁾。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 $500^\circ\text{C}\sim 750^\circ\text{C}$ 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°C 、 550°C 、 600°C 、 650°C 、 700°C および 750°C の加熱温度で5時間、10時間、50時間、100時間

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

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

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。

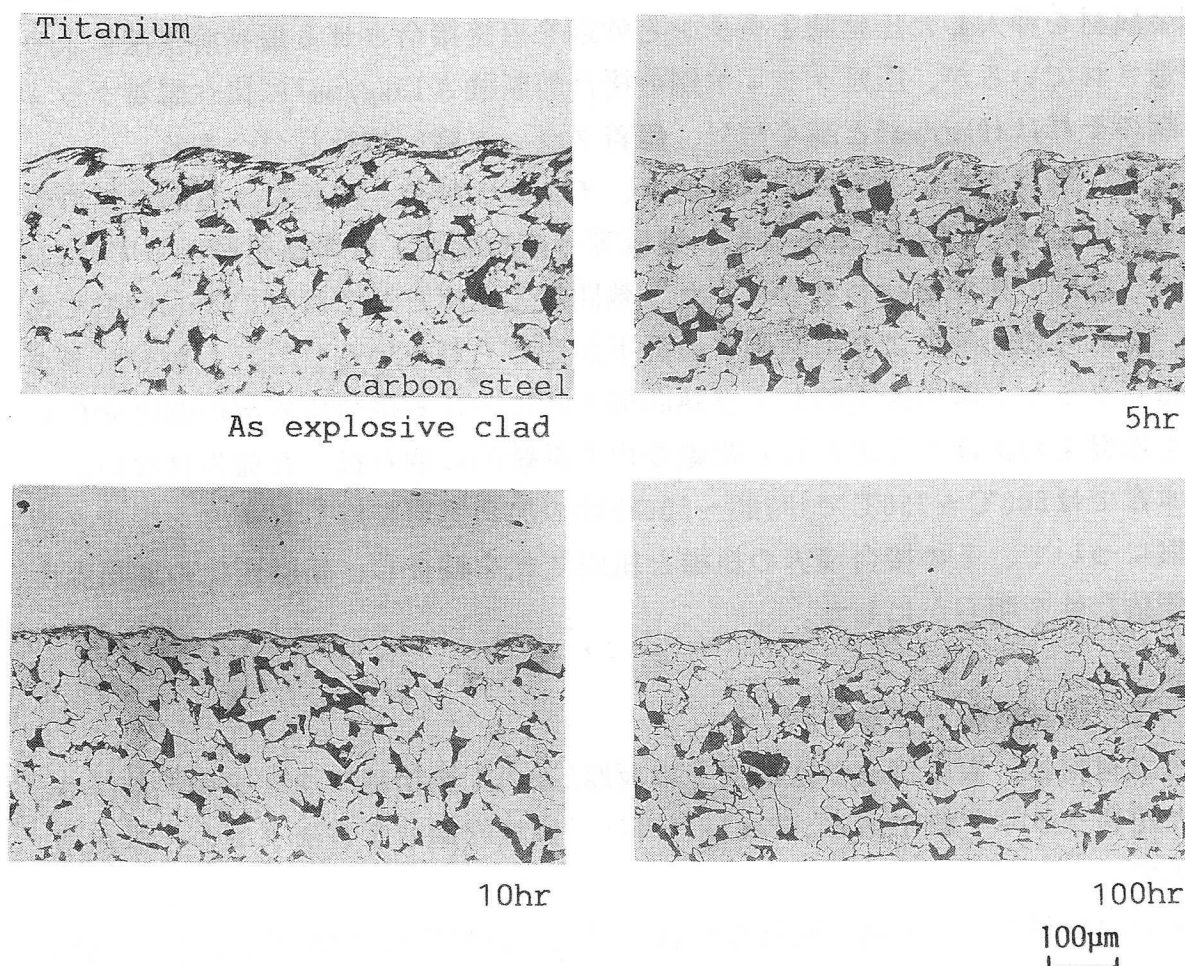


Fig. 4-1 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel exposed various times at 500℃

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

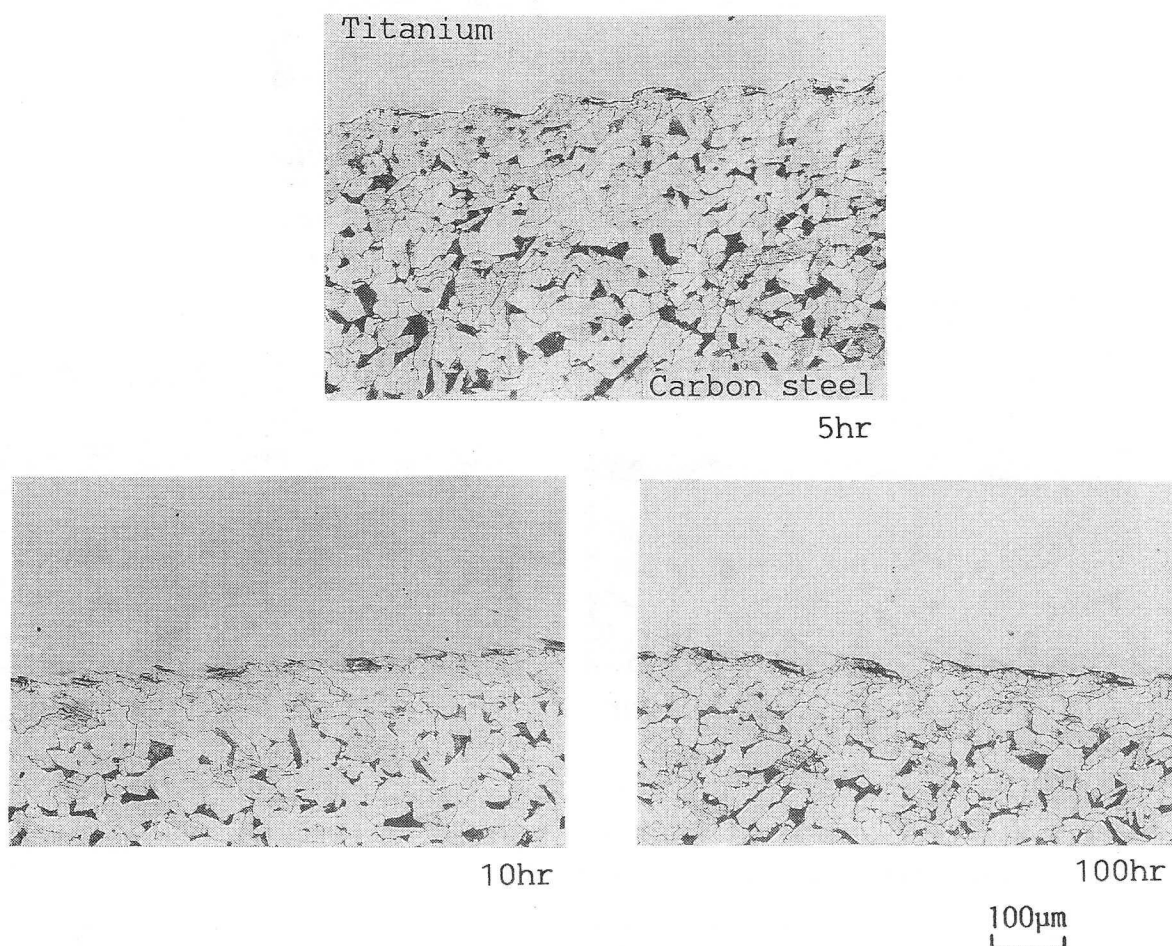


Fig. 4-2 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel exposed various times at 550°C

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°Cにすると、Fig. 4-2に示すように、5時間後すでに50 μ m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°Cにもみられた。そこで、脱炭層の幅と加熱時間の平方根 \sqrt{t} との関係を図示するとFig. 4-4になる。

加熱温度550°C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50 μ mから85 μ m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95 μ m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。

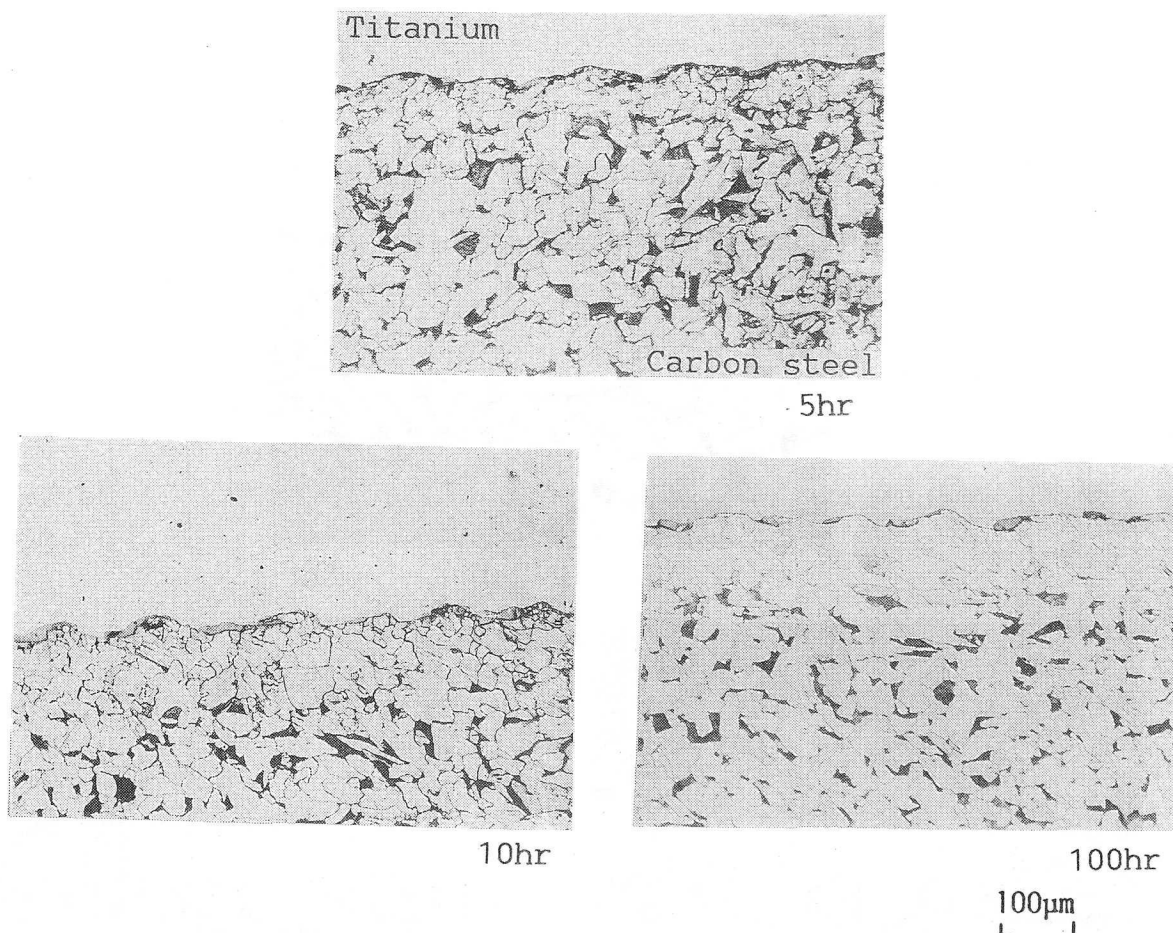


Fig.4-3 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel exposed various times at 600°C

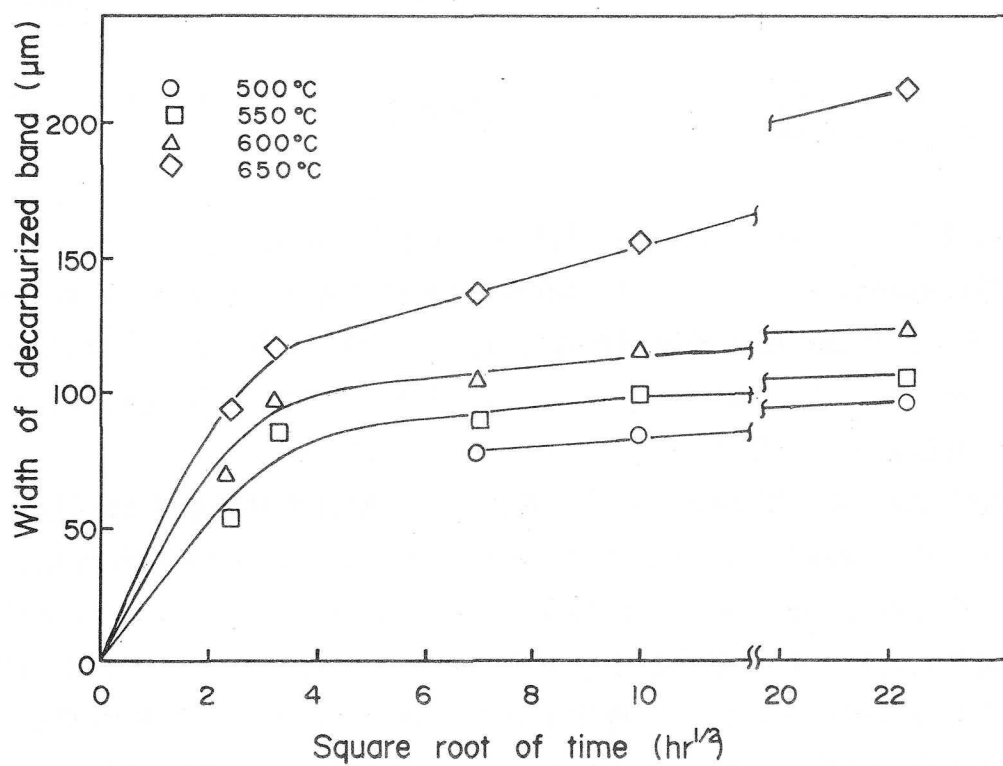


Fig.4-4 Effect of heating temperature on growth of decarburized band

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} 、 1.6×10^{-1} 、1と増加すると報告している。

そして、TiC_{0.71}の炭素活量は、その温

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られると思われるが、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。

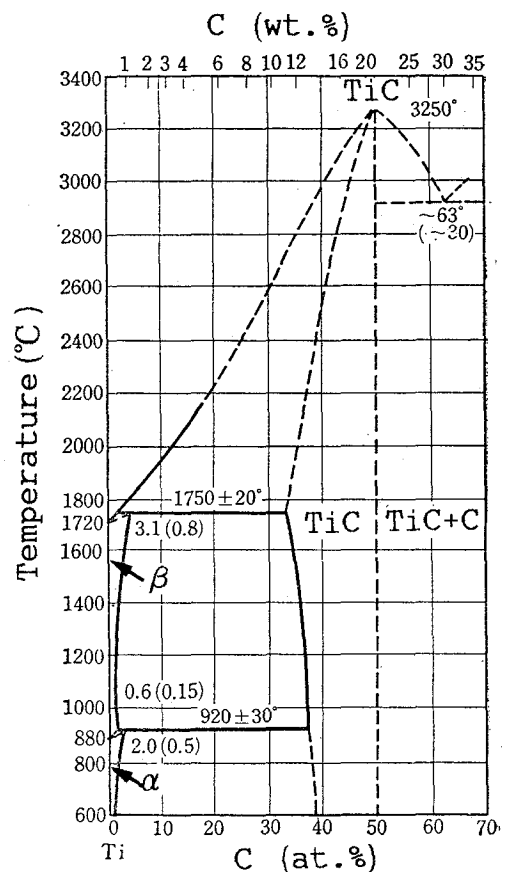


Fig. 4-5 Titanium-carbon phase diagram

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。

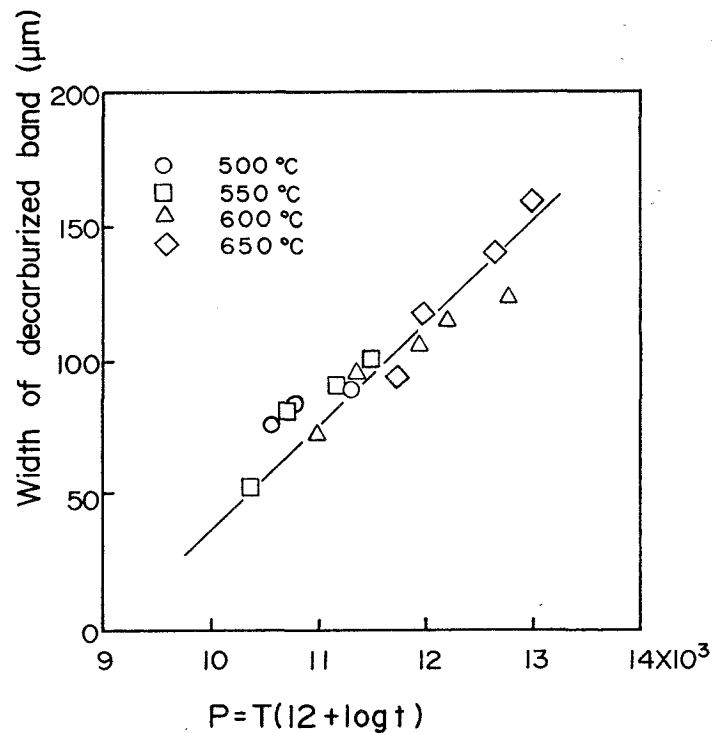


Fig. 4-6 Width of decarburized band versus parameter P

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°C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°C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°C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°C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が拡散したものであると思われる。そこで、600°C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。

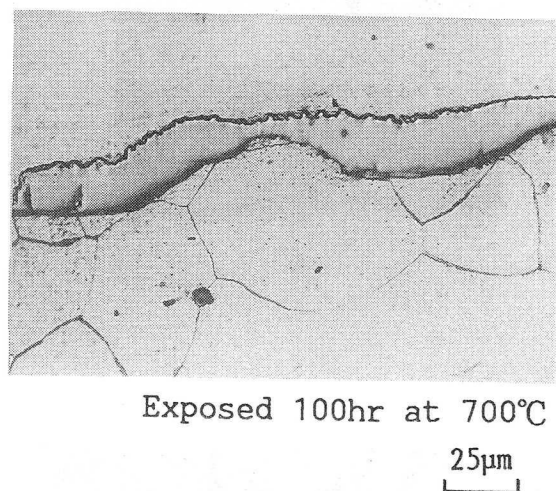
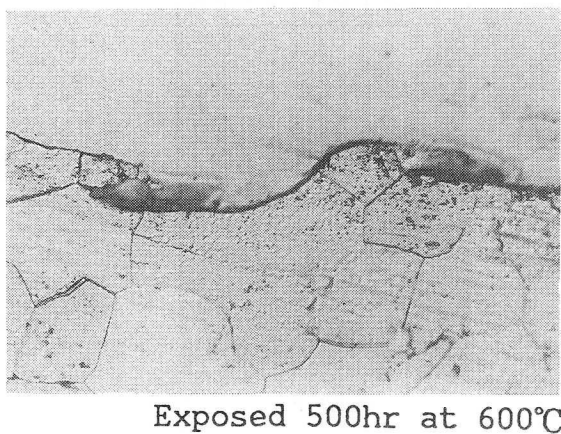
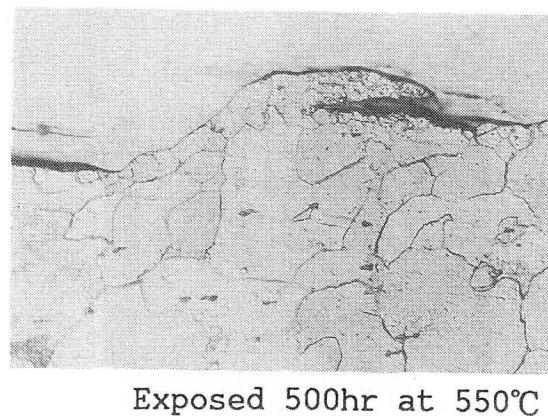
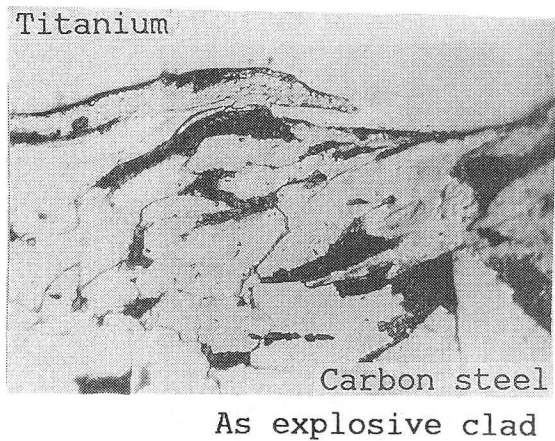


Fig.4-7 Microstructures of bonded interface of titanium explosive clad steel

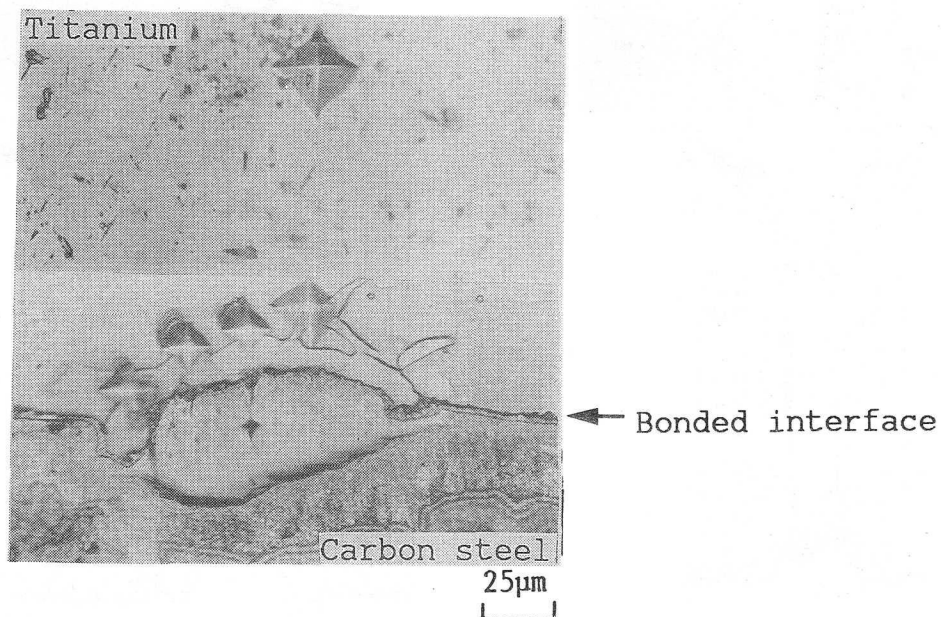


Fig.4-8 Microstructure of bonded interface of titanium explosive clad steel (exposed 100hr at 700°C, etched with 10%HF+90%H₂O)

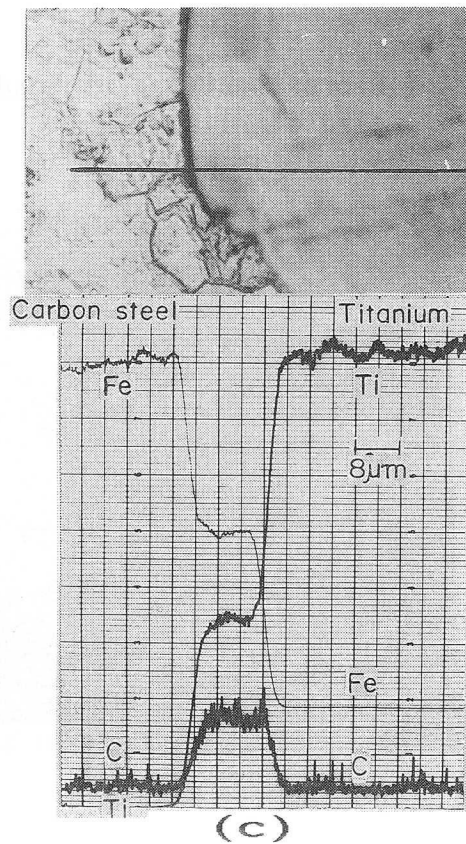
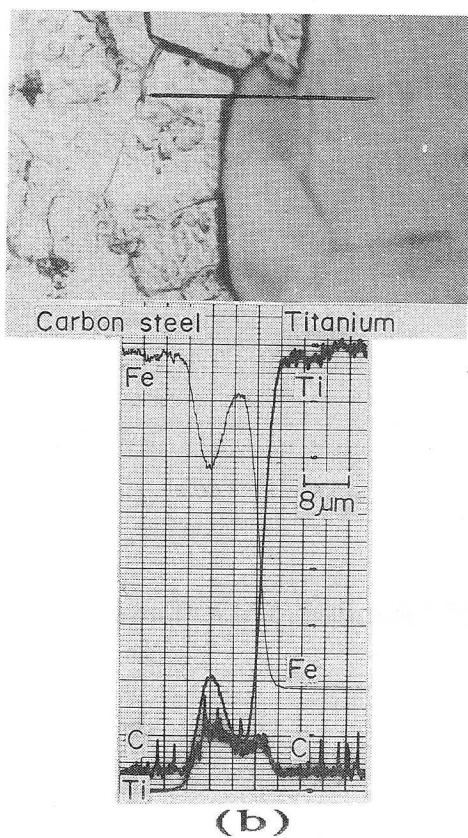
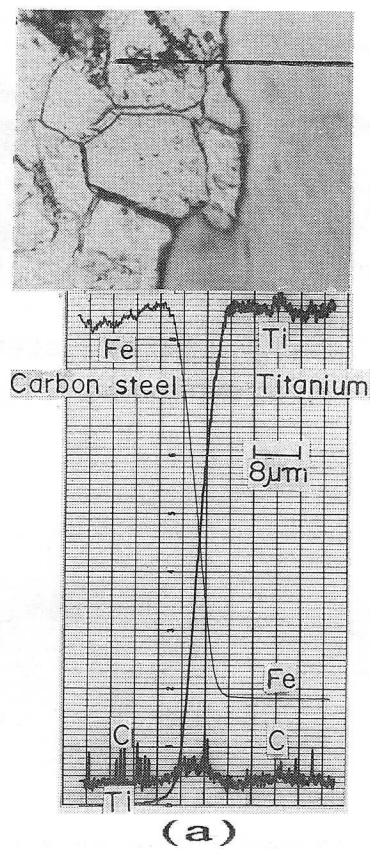
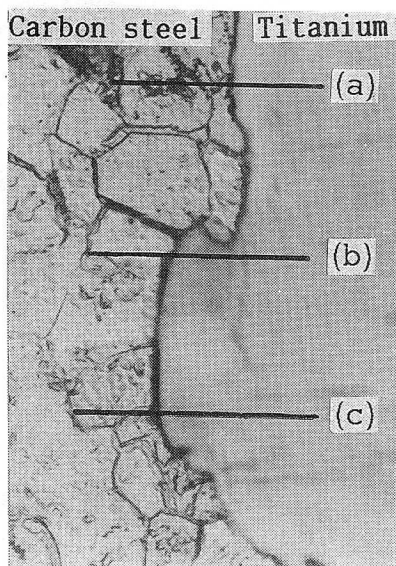


Fig.4-9 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 50hr at 600°C)

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、爆着のままの状態

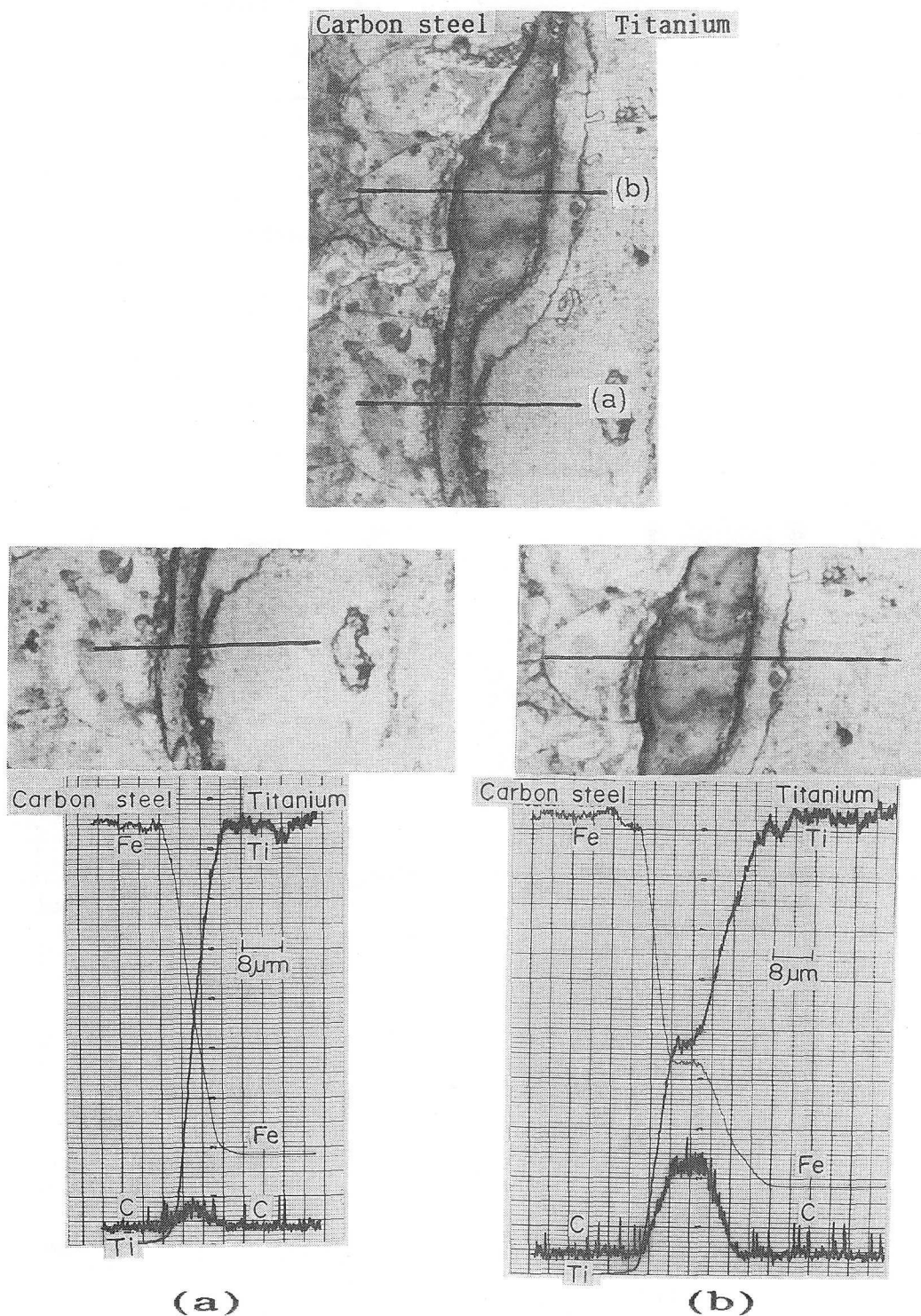


Fig. 4-10 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 5hr at 700℃)

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

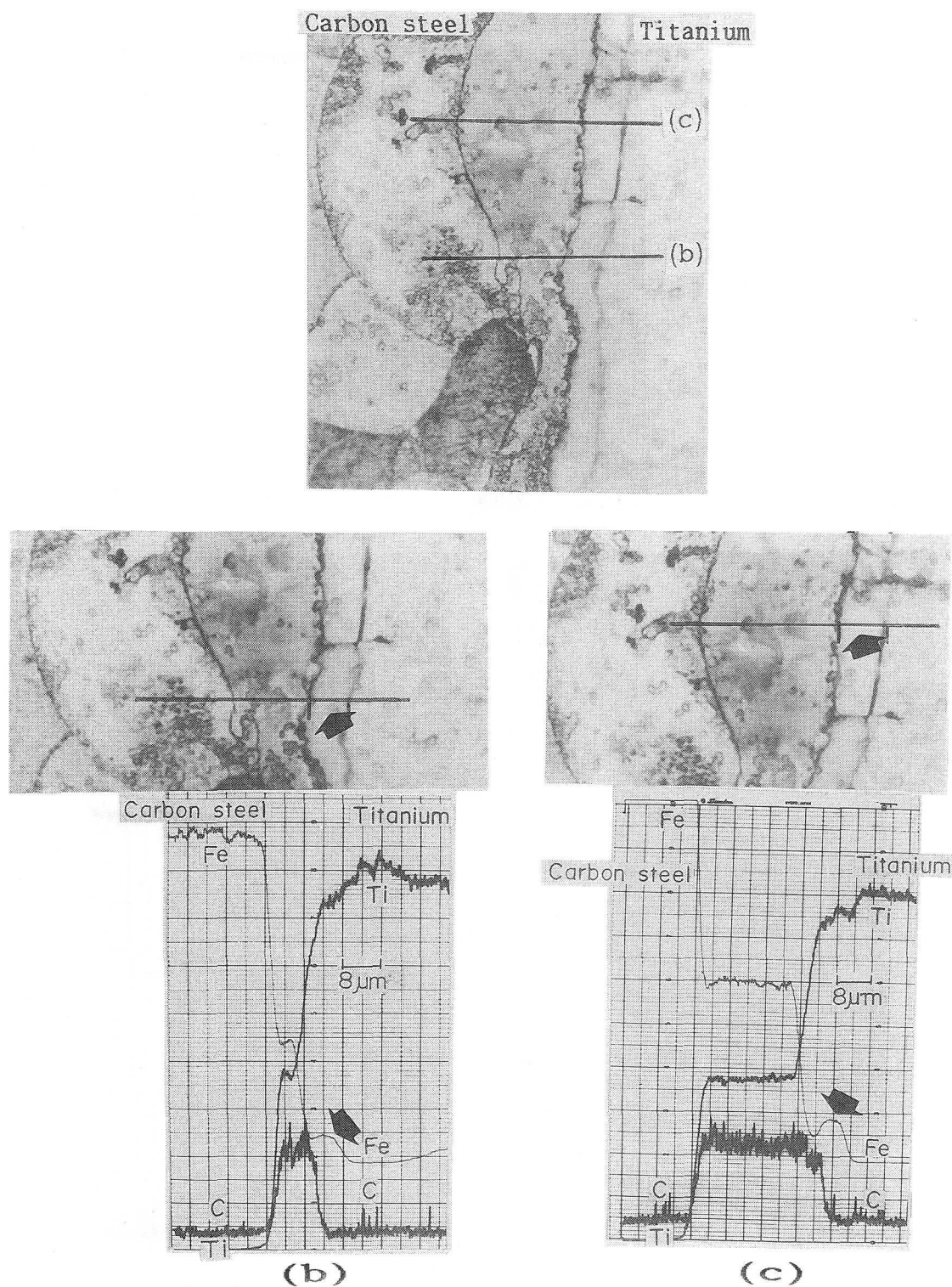


Fig. 4-11 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 100hr at 700°C)

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。

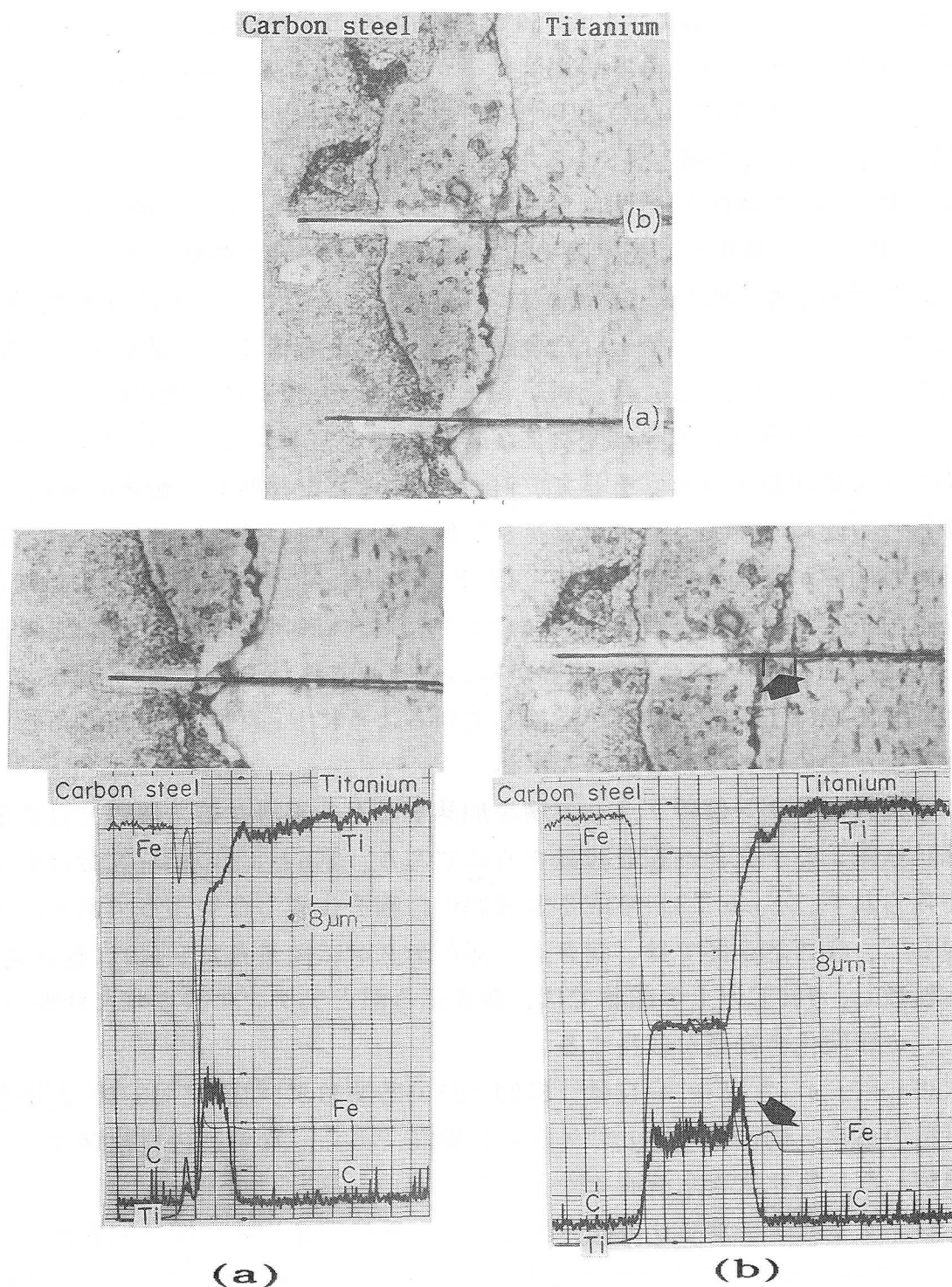


Fig.4-12 EPMA line analysis profiles across titanium explosive clad steel interface and microstructures (exposed 500hr at 750°C)

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Fe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% Ti、6.6wt% Feであり β Tiと考えられる。このようにFeが合金層境界から5 μ m~7 μ m離れたチタン側へ拡散し β Ti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

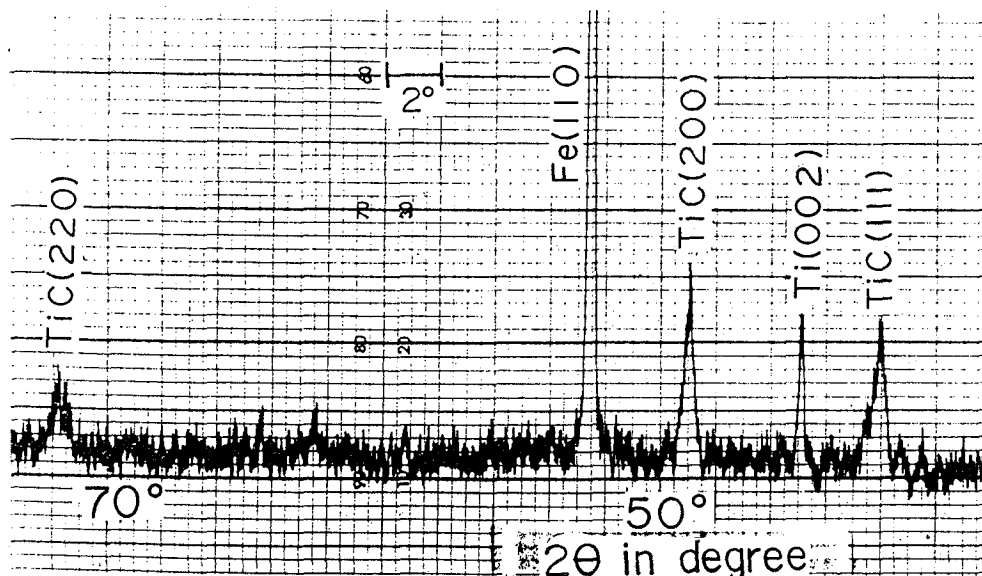


Fig. 4-13 X-ray diffraction pattern of titanium surface of titanium explosive clad steel(exposed 500hr at 650℃)

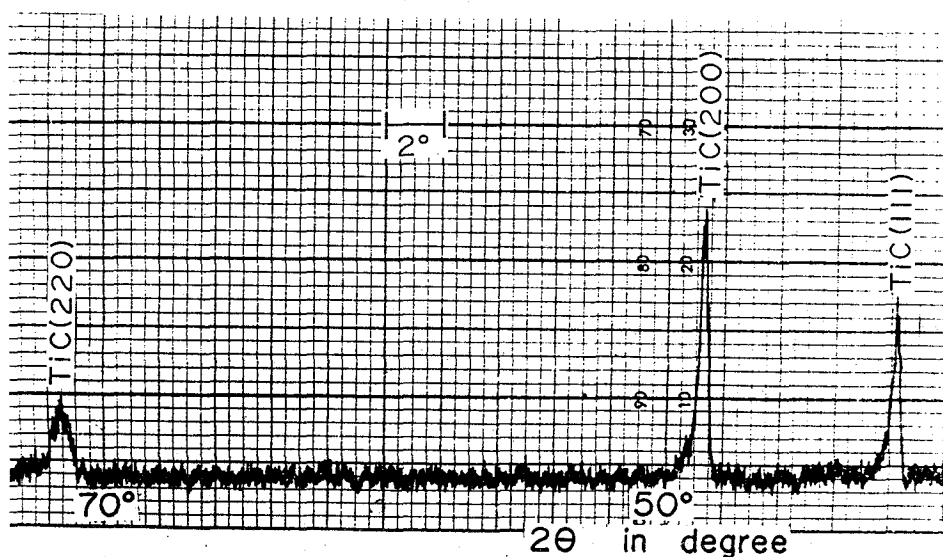
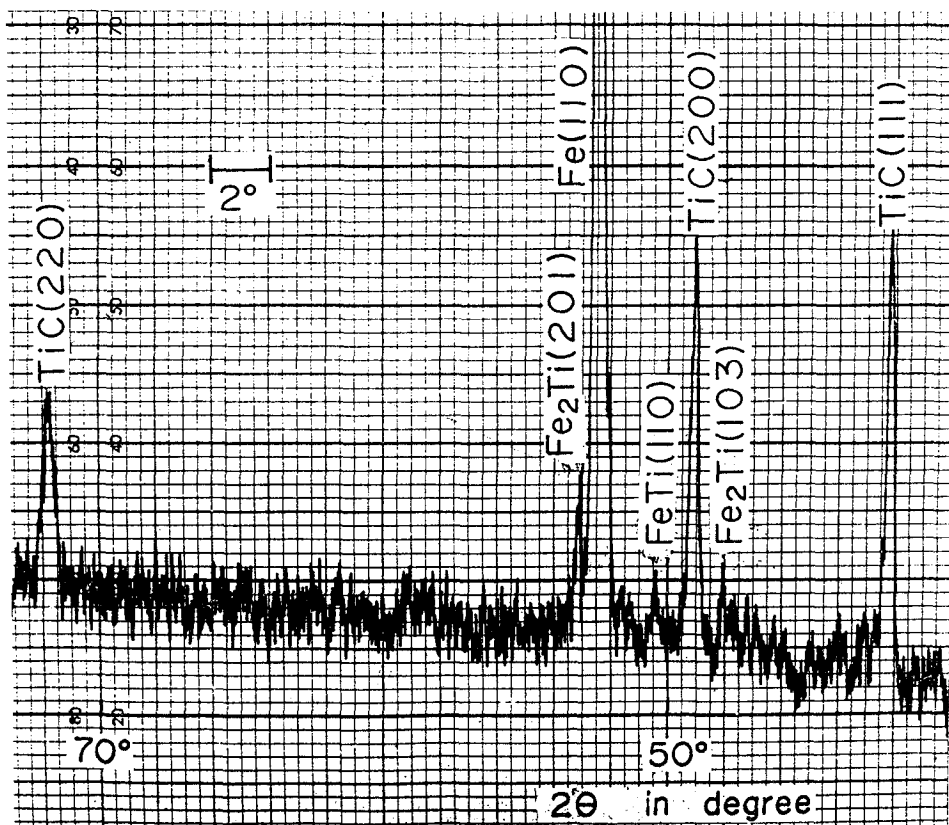
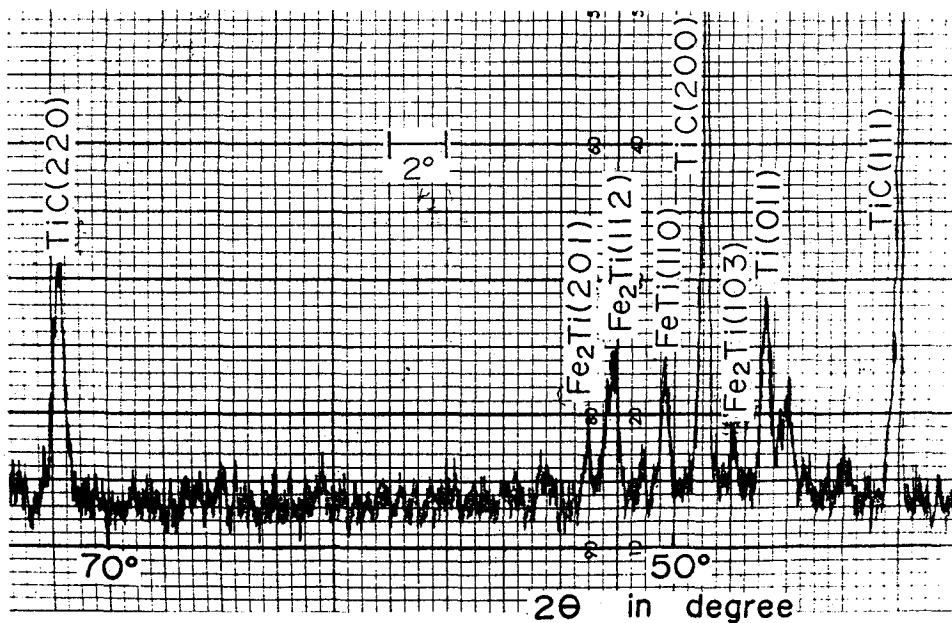


Fig. 4-14 X-ray diffraction pattern of titanium surface of titanium explosive clad steel(exposed 500hr at 700℃)



(a) Carbon steel



(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{t} 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。

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。

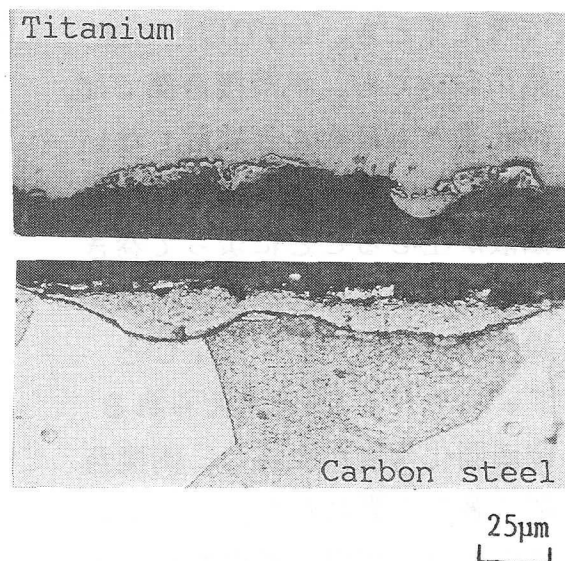


Fig. 4-16 Microstructure of bonded
 interface of titanium
 explosive clad steel
 (exposed 500hr at 750℃)

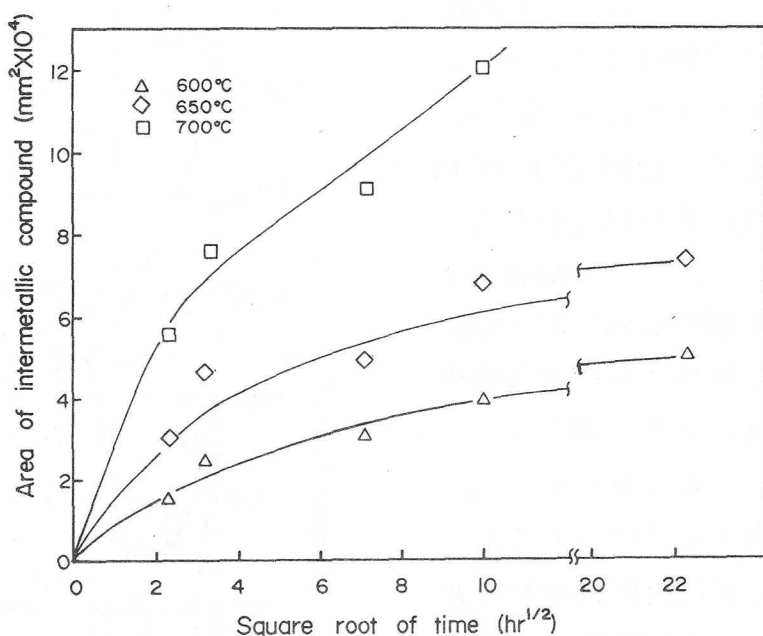


Fig. 4-17 Effect of heating time on growth of
 intermetallic compound

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側よりαTiおよびβTi、FeTiとFe₂Tiの金属間化合物ならびにαFeおよびγFe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⁴⁻⁷⁾によって確かめられている。しかし、辻⁴⁻⁹⁾および南埜ら⁴⁻¹⁰⁾は純Fe-88.3

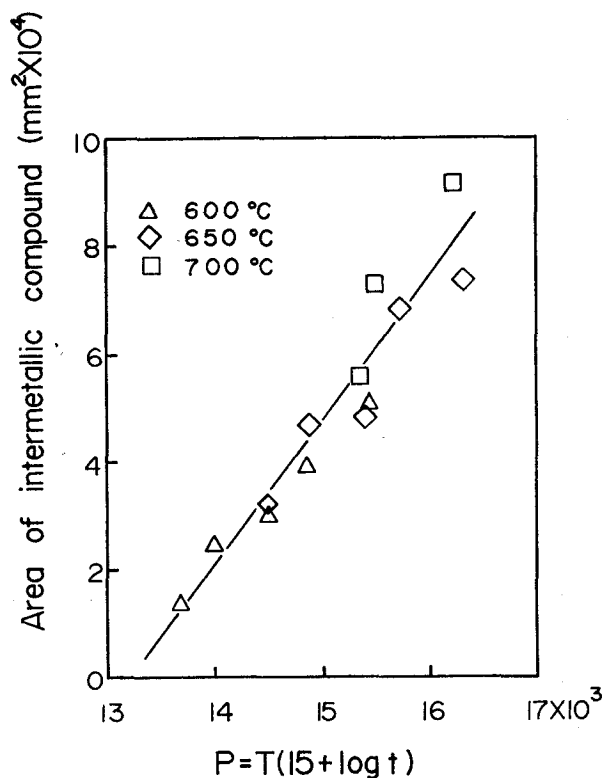


Fig. 4-18 Area of intermetallic compound versus parameter P

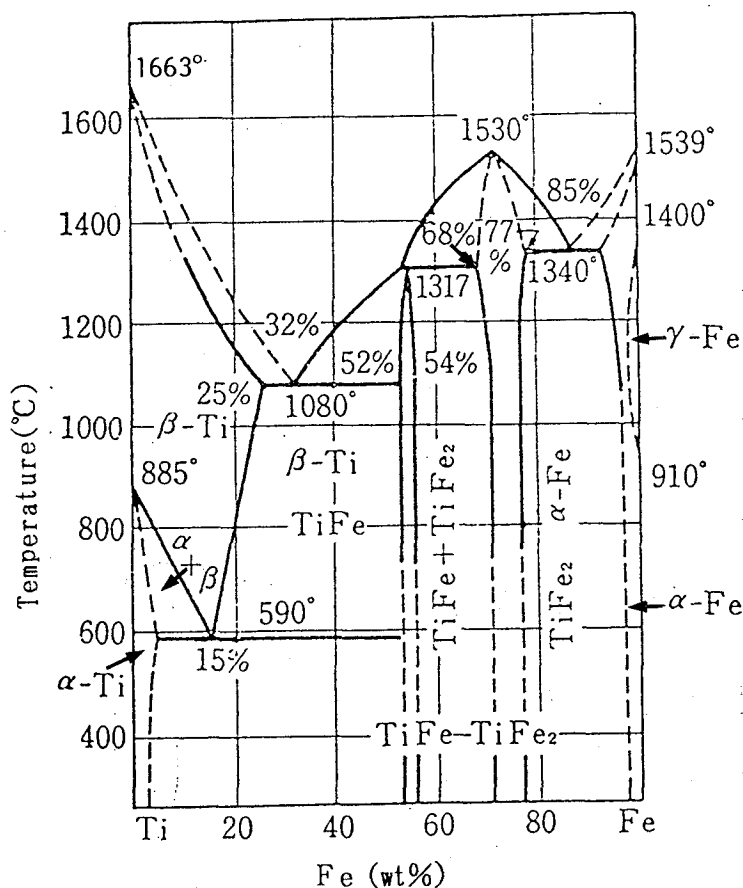
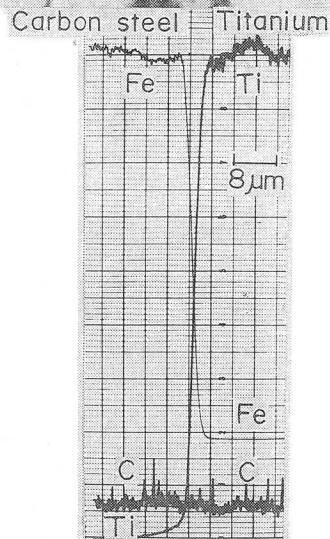
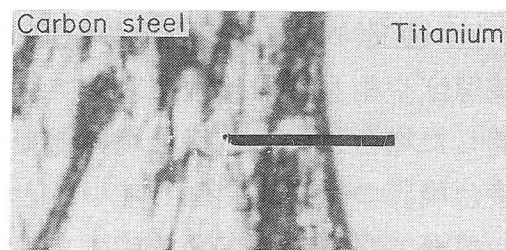
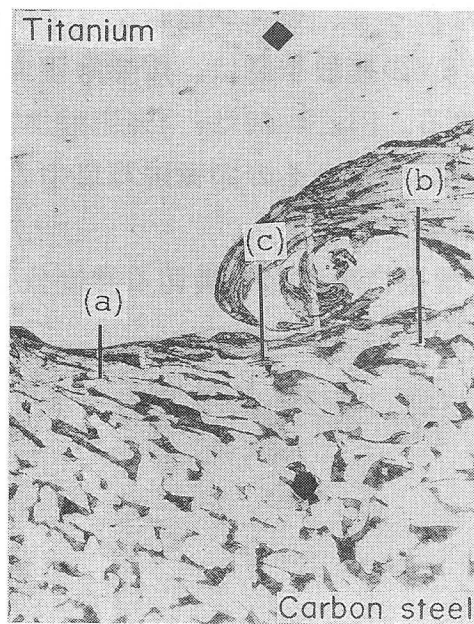
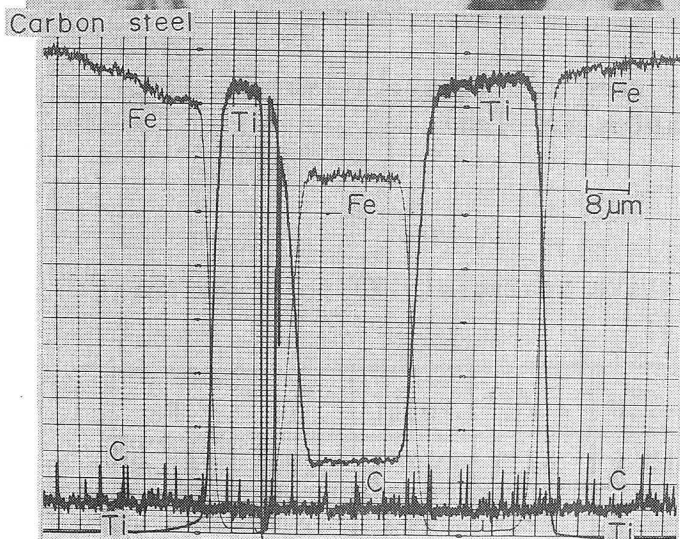


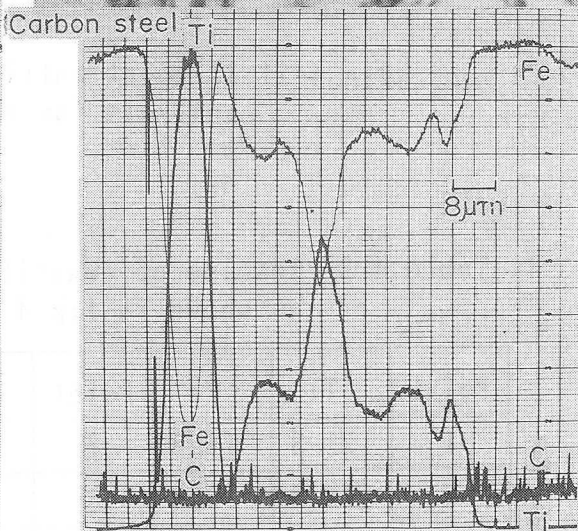
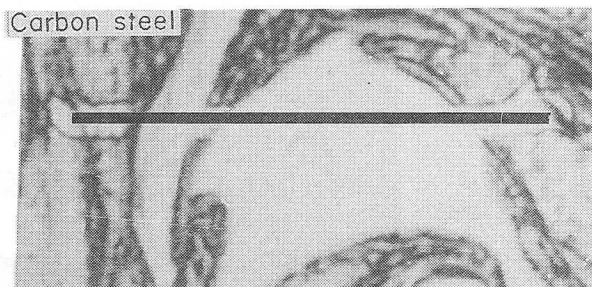
Fig. 4-19 Titanium-iron phase diagram



(a)



(b)



(c)

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

at%Ti拡散対を850℃以上の温度で加熱しFeTiとFe₂Ti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TiとFe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

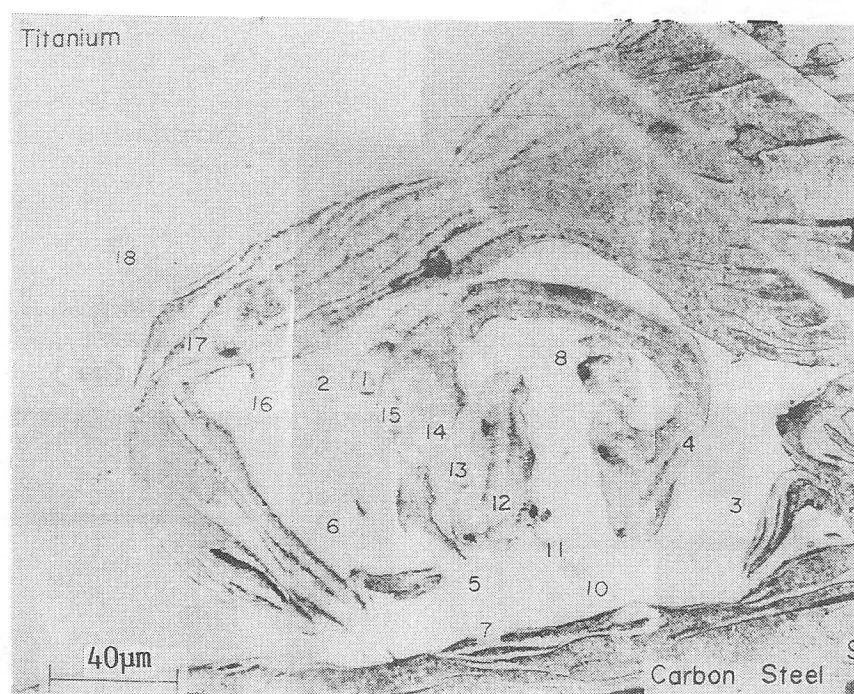


Fig. 4-21 18-point matrix used for quantitative analysis (as explosive clad)

Table 4-2 Results of quantitative 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 α Fe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、 α Ti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Fe₂Ti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。

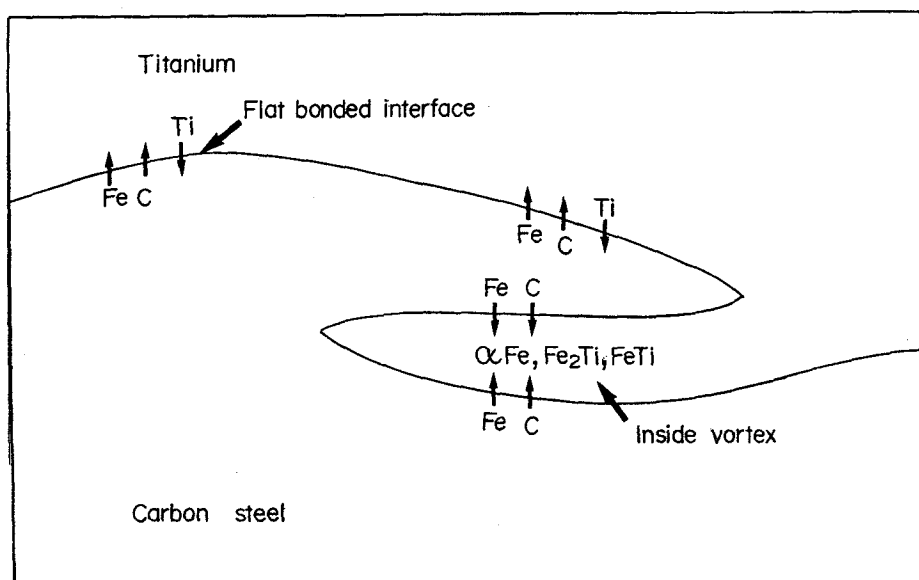


Fig. 4-22 Diffusion model in interface

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、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, McGraw-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, McGraw-Hill(1958), 732
- 4-8) 辻: α Fe- β Ti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あると考えられる。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

Table 5-1 Chemical composition of materials

Material		Chemical composition (wt%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	The other
Base metal	Carbon steel	0.16	0.01	1.07	0.01	0.012	-	-	
Clad metal	Aluminium	-	-	-	-	-	-	-	99.63Al
	Copper	-	-	-	-	-	-	-	99.92Cu
	SUS304	0.029	0.69	1.24	0.034	0.005	10.53	18.14	
	Titanium	0.01	<0.01	-	-	-	-	-	99.6<Ti

Table 5-2 Physical and mechanical properties of materials

Material		E $\times 10^4$ (kg/mm ²)	σ_y (kg/mm ²)	σ_T (kg/mm ²)	α $\times 10^{-6}$ (1/°C)	λ cal/cm·sec·°C
Base metal	Carbon steel	2.1	25.3	45.3	14.4 (20~600°C)	0.17 (0~100°C)
Clad metal	Aluminium	0.7	7.8	12.7	25.6 (20~300°C)	0.57 (0~100°C)
	Copper	1.2	16.5	27.3	17.7 (20~500°C)	0.94 (0~100°C)
	SUS304	1.97	24.4	64.6	18.4 (0~538°C)	0.052 (0~100°C)
	Titanium	1.05	24.9	38.6	9.9 (20~550)	0.041 (0~100°C)

E : Young's modulus at 20°C

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

Clad metal	Ram tensile strength kg/mm ²	Shear strength kg/mm ²
Aluminium	10.3	5.5
Copper	23.5	18.5
SUS304	45.8	39.2
Titanium	37.6	32.2

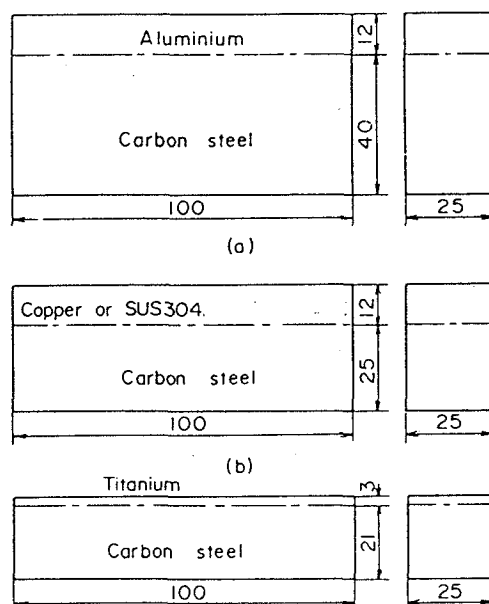


Fig. 5-1 Test specimens

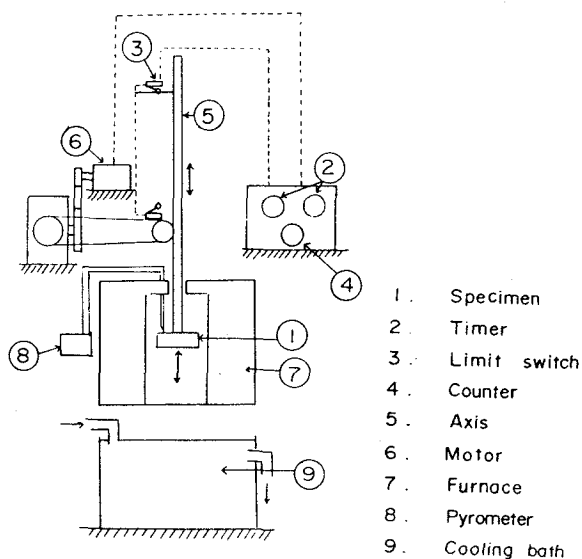


Fig. 5-2 Mechanism of thermal fatigue machine

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

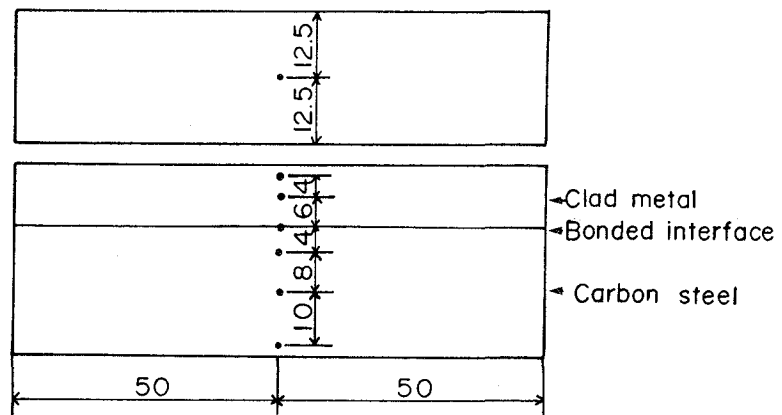


Fig. 5-3 Positions of temperature measurement

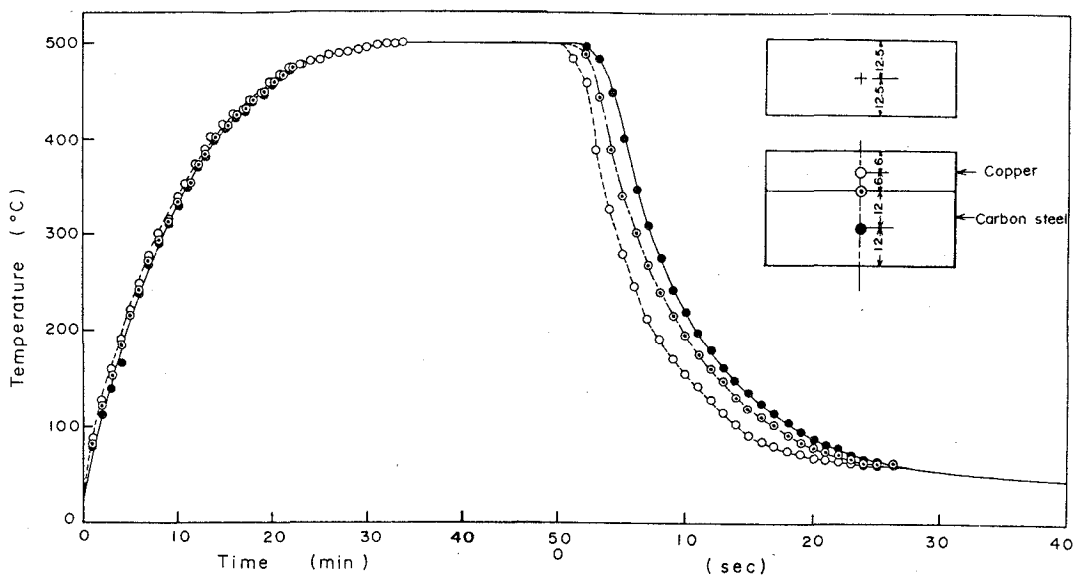


Fig. 5-4 Heating and cooling curves at various points (Copper explosive clad steel)

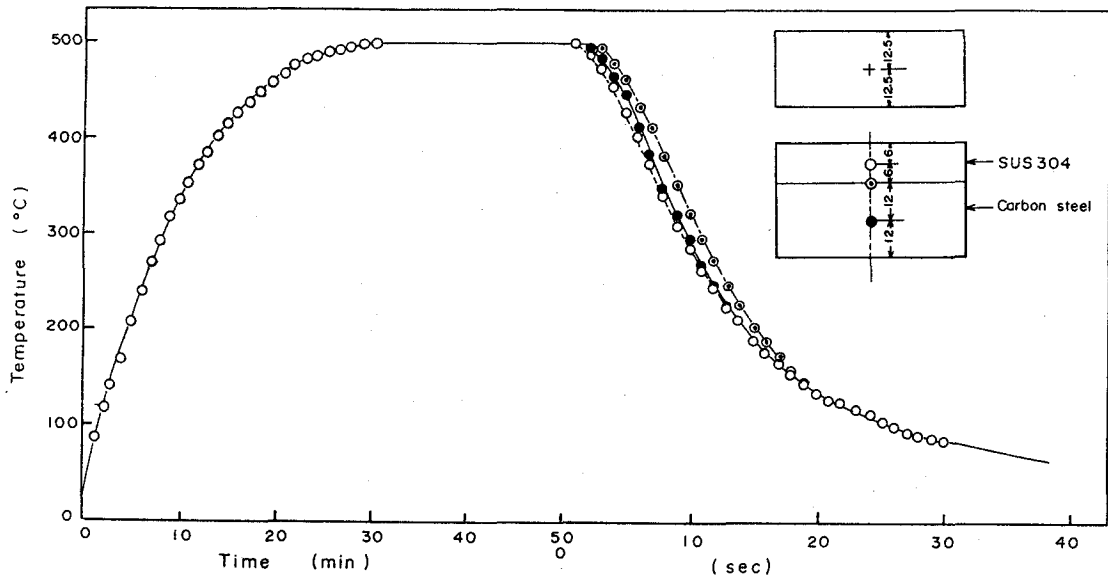


Fig. 5-5 Heating and cooling curves at various points(SUS304 explosive clad steel)

℃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

試験片の変形と完全破損後の試験片外観を示す。

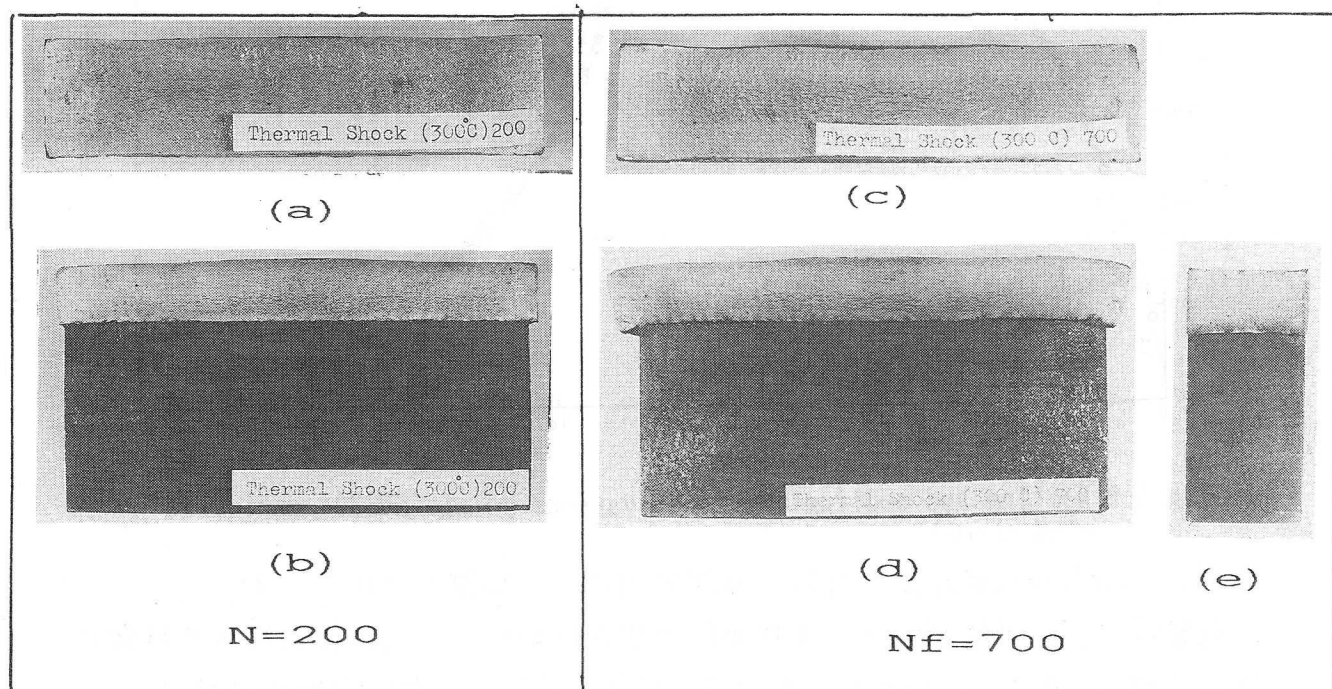


Fig. 5-6 Deformation of aluminium explosive clad steel after thermal cycling (300°C) [(a), (c) aluminium surface; (b), (d) longitudinal side; (e) transverse side]

加熱温度を300°C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 N_f と記す）した。そして、加熱温度を500°C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°C、500°C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°C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°C、500°C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のと

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

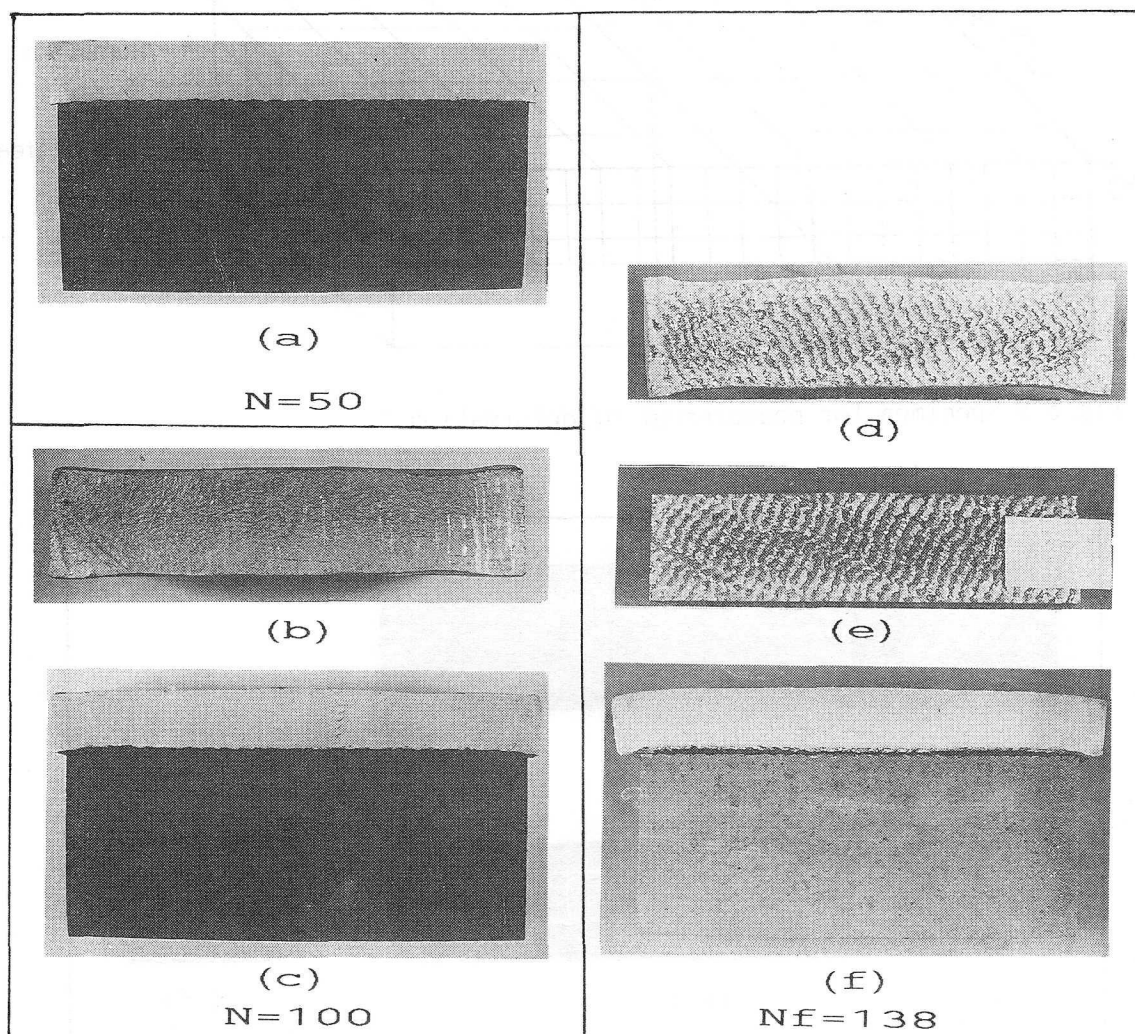


Fig. 5-7 Deformation of aluminium explosive clad steel after thermal cycling (500°C)[(a), (c), (f) longitudinal side; (b) aluminium surface; (d) failure surface(aluminium); (e) failure surface(carbon steel)]

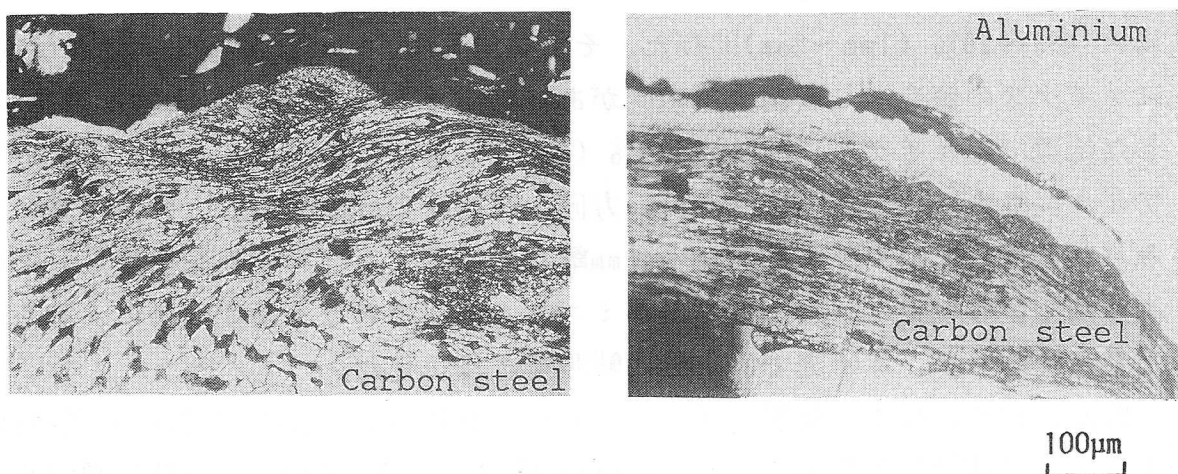


Fig. 5-8 Microstructures of aluminium explosive clad steel after 200 thermal cycles(400°C)

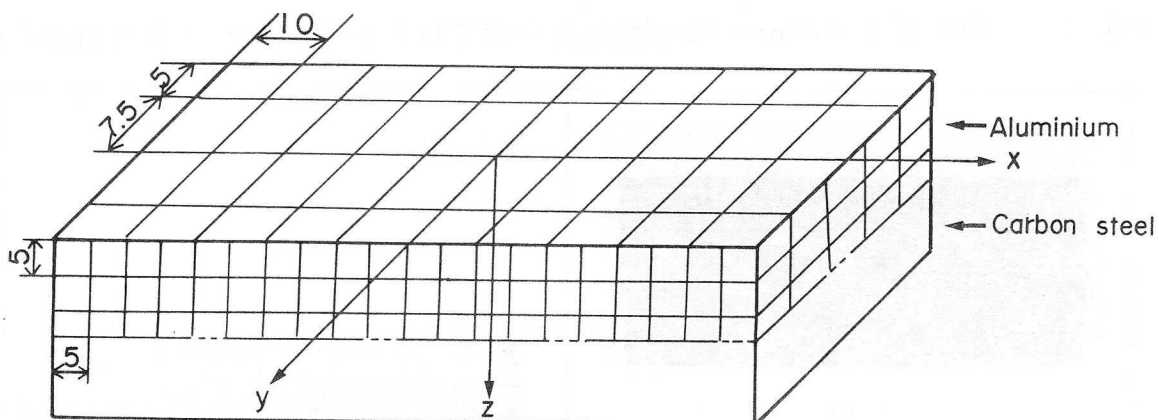


Fig. 5-9 Specimen for measurement of deformation

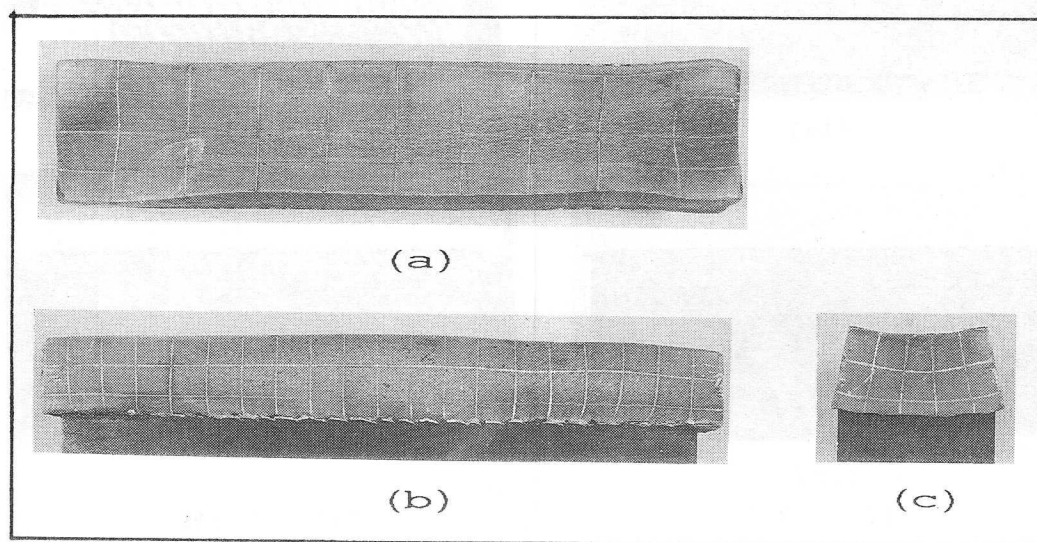


Fig. 5-10 Deformation of aluminium explosive clad steel after 160 thermal cycles (400°C) [(a) aluminium surface; (b) longitudinal side; (c) transverse side]

には10%～20% (1mm～2mm)伸びた。それに対して、 ε_y 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

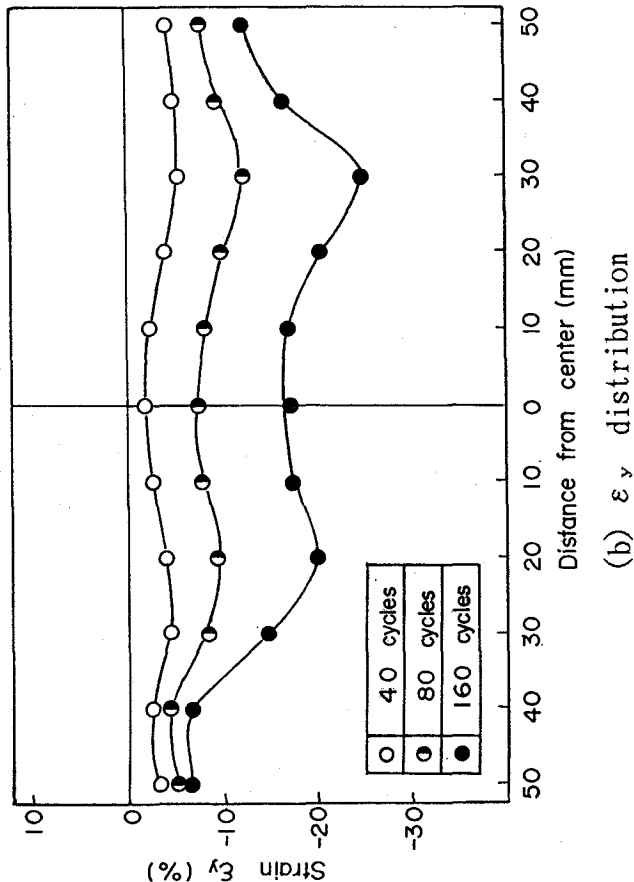
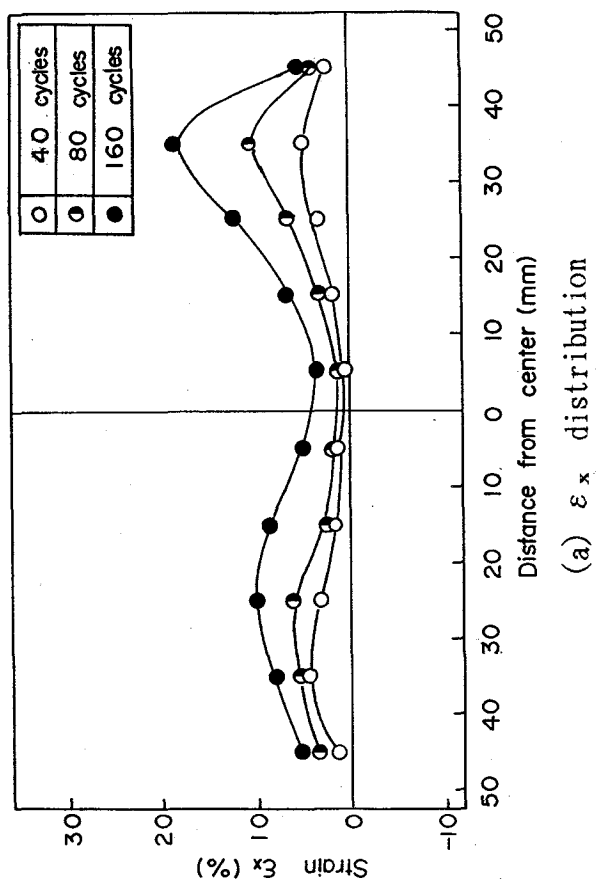


Fig. 5-11 Strain distributions during thermal cycling on aluminium surface(x-y face)

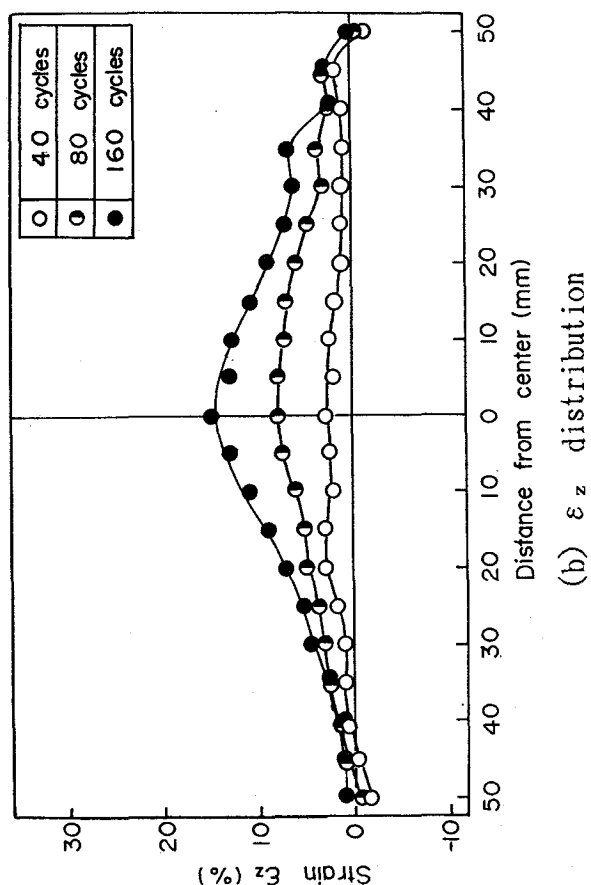
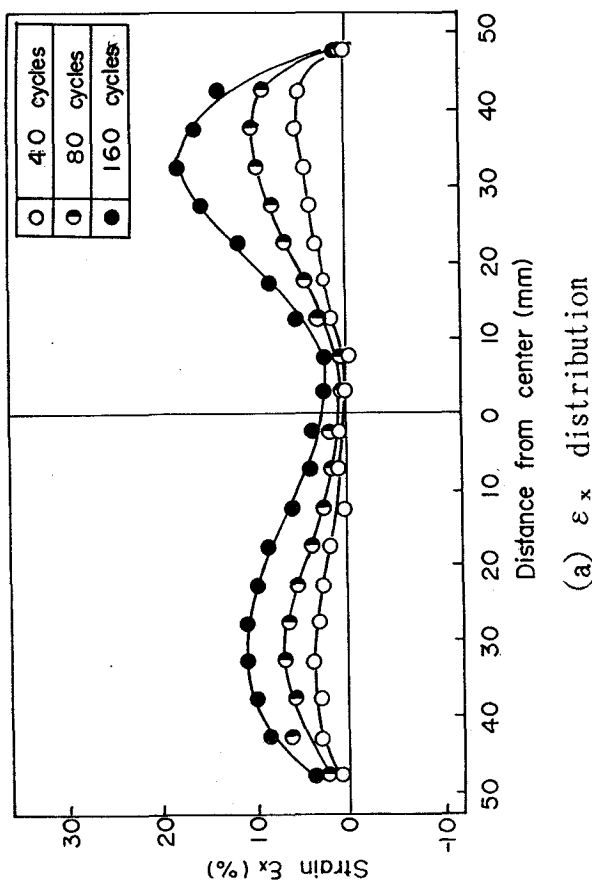
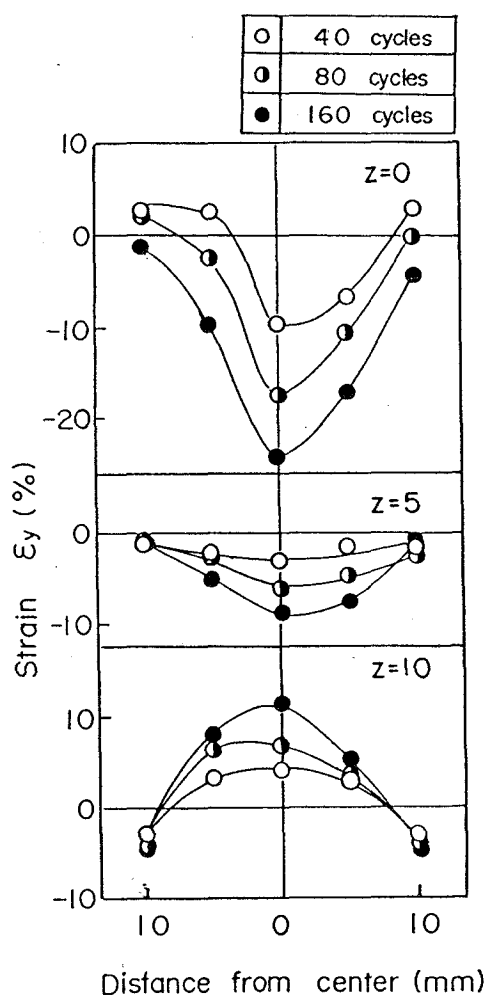
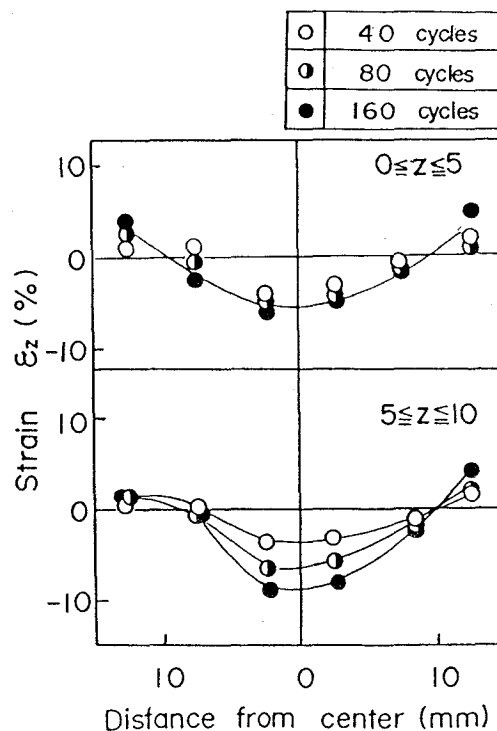


Fig. 5-12 Strain distributions during thermal cycling on longitudinal side(x-z face)



(a) ε_y distribution



(b) ε_z distribution

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

る傾向があった。しかし、 ε_z 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($z=0\text{mm}$)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($z=10\text{mm}$)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%(mm)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。

$$\varepsilon_x = K \times N^n \quad (5-1)$$

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

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。

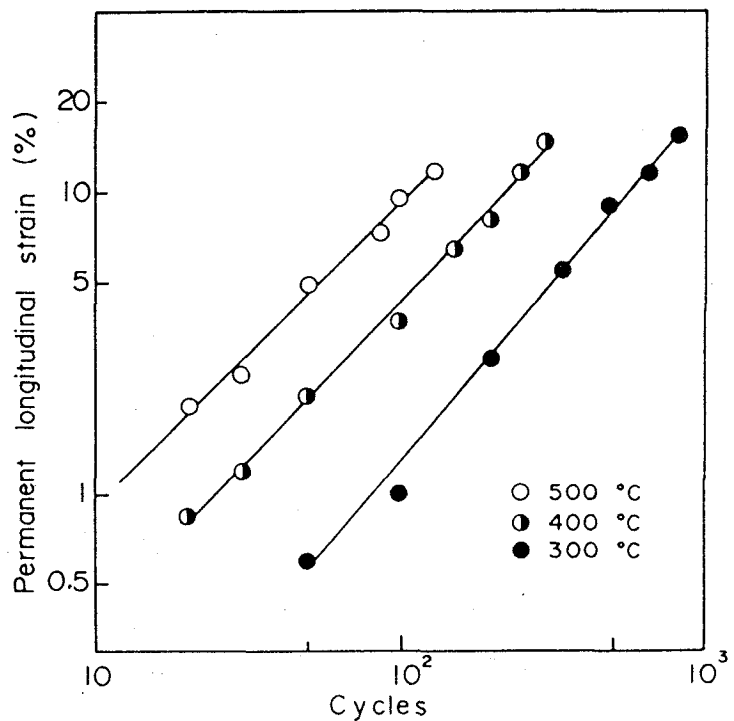


Fig. 5-14 Permanent stretch of aluminium under thermal cycling

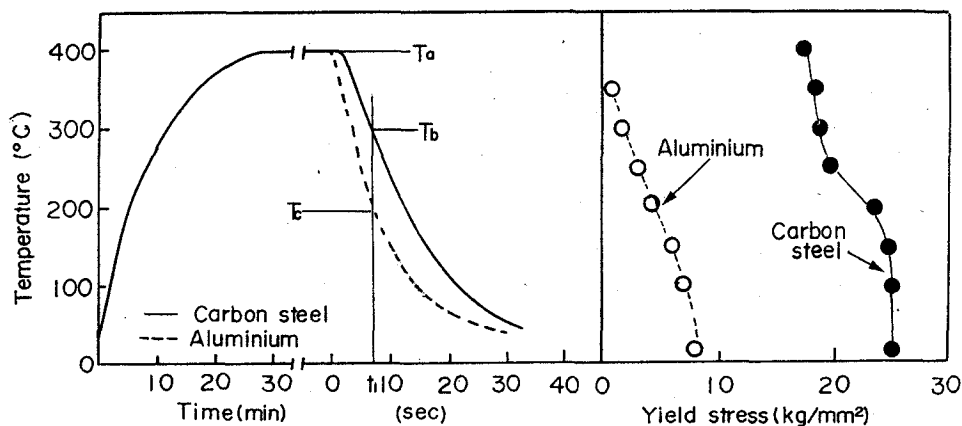


Fig. 5-15 Heating and cooling curves and yield stresses of aluminium and carbon steel

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/mm^2 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 δ_p 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る。

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、 t_1 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ので、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_a (約180℃) になったとき、軟鋼は T_b (約300℃) であり、その温度差は約120℃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 t_1 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_p と引張の弾性変位 δ_e が生じる。 t_1 時間より水温

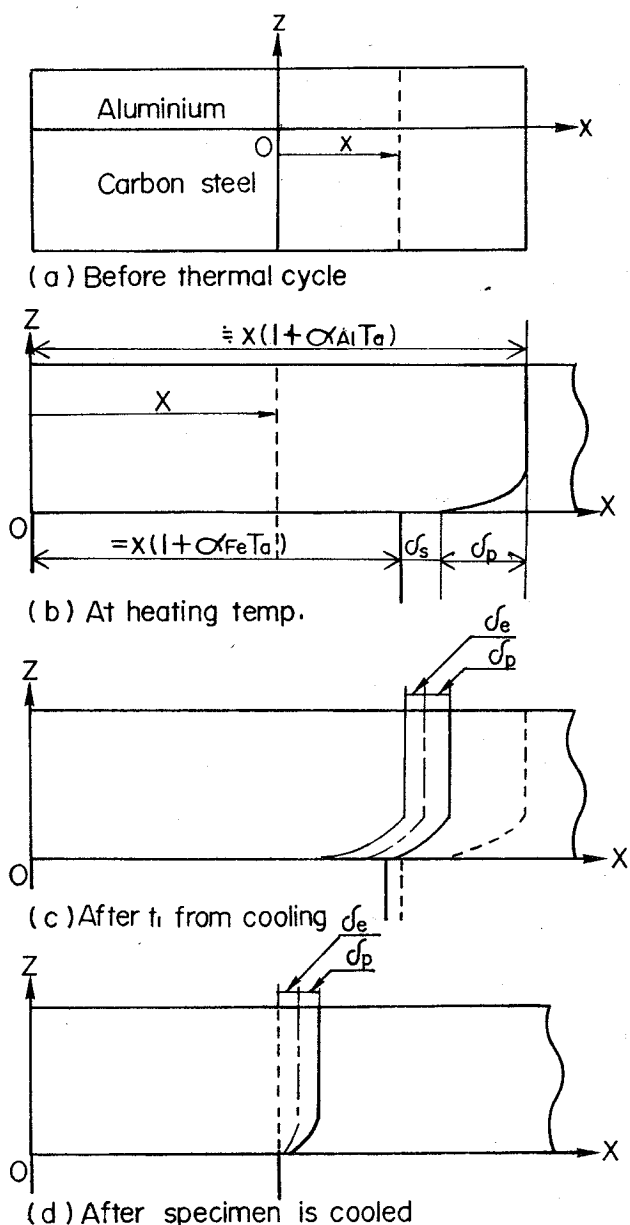


Fig. 5-16 Deformation model of aluminium explosive clad steel during thermal cycling

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 ε_x 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樣に冷却した場合、

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_c 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9mmφ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

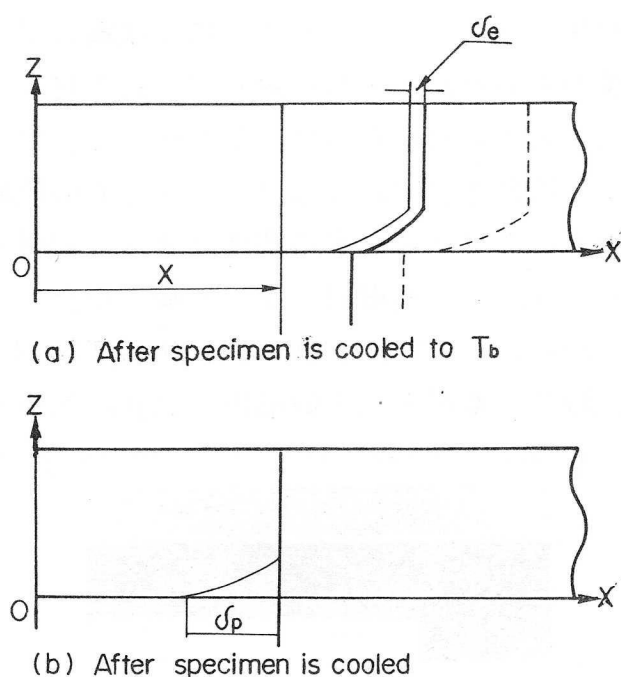


Fig. 5-17 Deformation model of aluminium explosive clad steel during thermal cycling

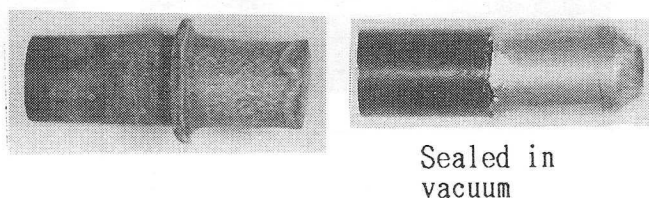


Fig. 5-18 Deformation of aluminium explosive clad steel after 200 thermal cycles (400°C)

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。

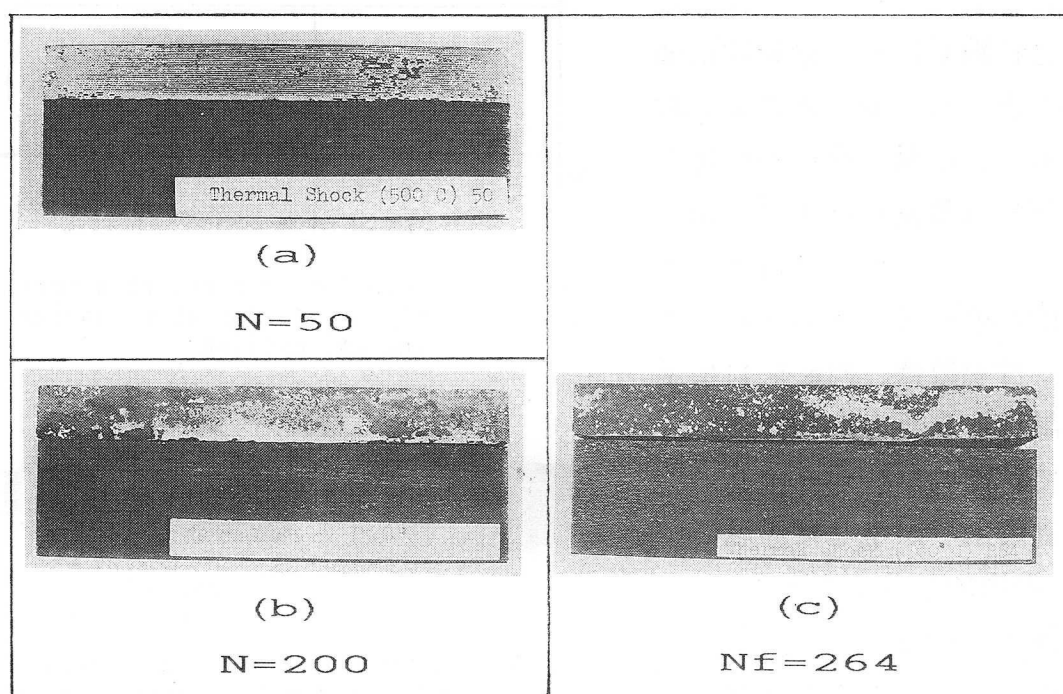


Fig. 5-19 Deformation of copper explosive clad steel after thermal cycling (500°C) [(a), (b), (c) longitudinal side]

加熱温度500℃(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℃(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 \sim 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。

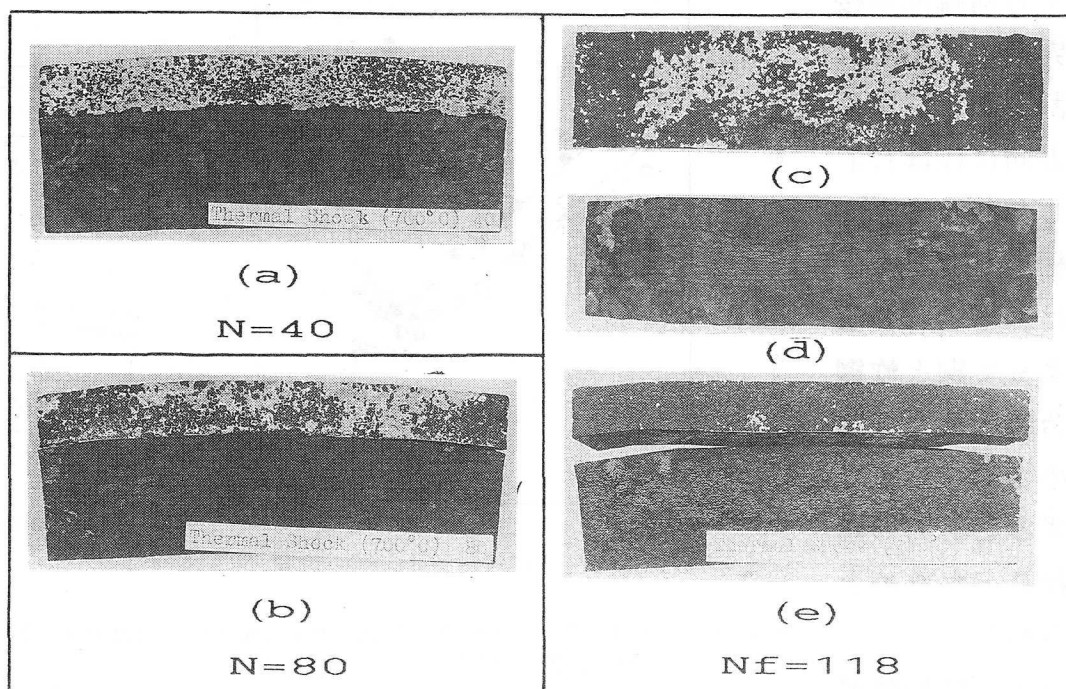


Fig. 5-20 Deformation of copper explosive clad steel after thermal cycling (700°C) [(a), (b), (e) longitudinal side; (c) failure surface(copper); (d) failure surface(carbon steel)]

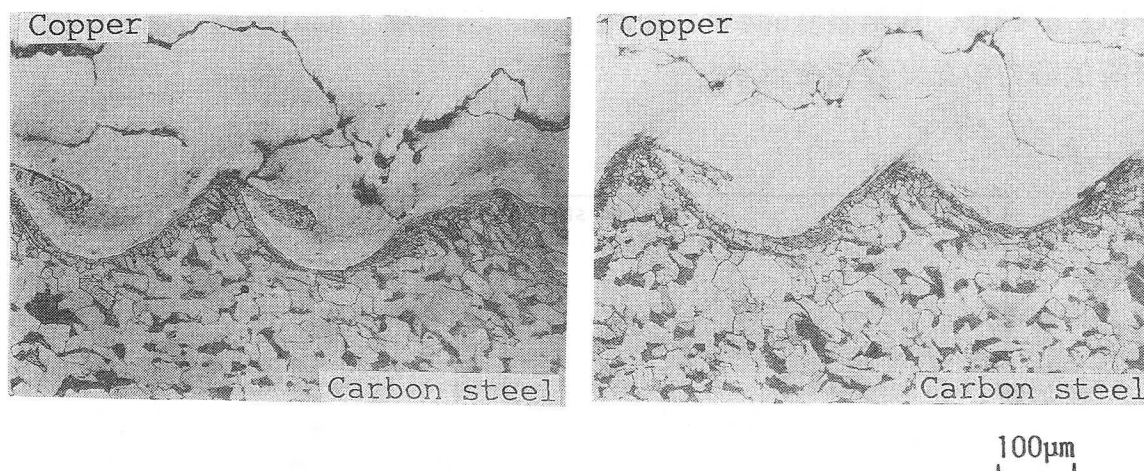


Fig. 5-21 Microstructures of copper explosive clad steel after 200 thermal cycles(400°C)

Fig. 5-22は、加熱温度700°Cにて熱疲労を行った試験片の板厚方向3箇所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割れが、試験片長手方向にはぼ1/3伝播した熱サイクル数に相当していた。これは剥離割れの伝播によって銅と軟鋼の接合境界部での拘束が小さくなり、内部ひずみと応力の解放が起こったためと考えられる。

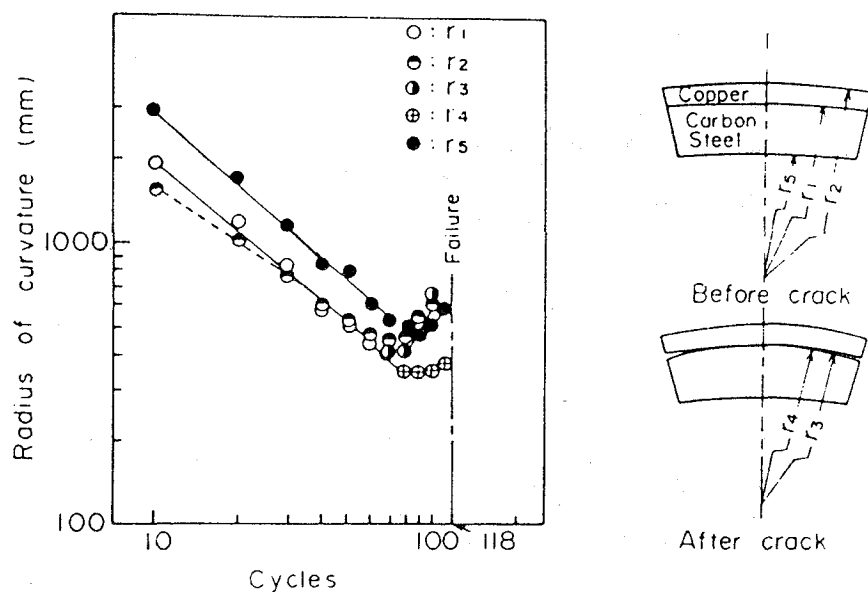


Fig. 5-22 Variation of bending deformation during thermal cycling (700°C)

このように加熱温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°Cと700°C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。

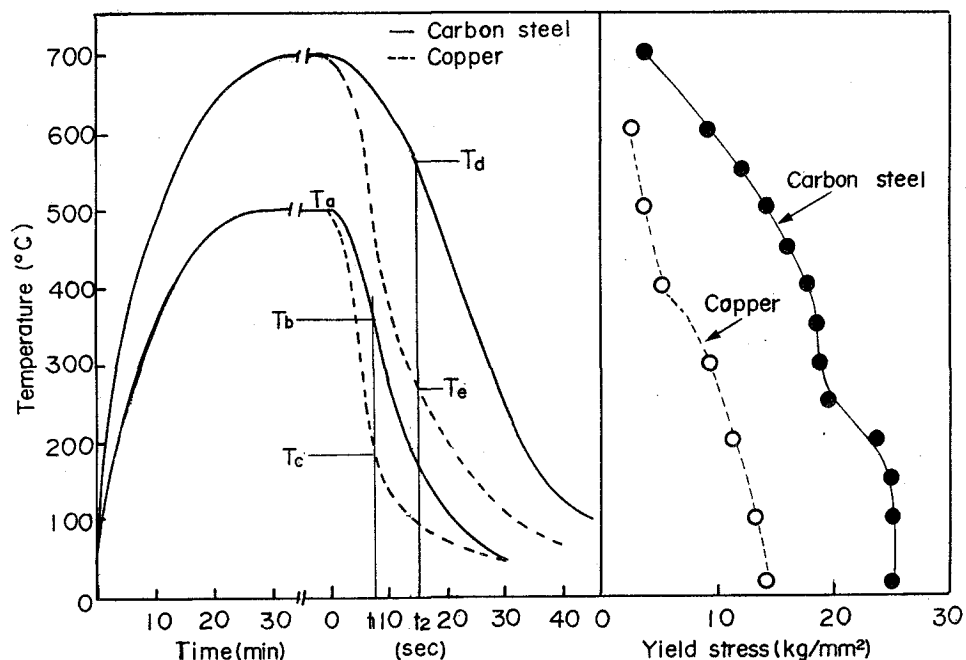


Fig. 5-23 Heating and cooling curves and yield stresses of copper and carbon steel

今、Fig. 5-24に示すような座標をとり単位厚さを考えると、曲率半径 r 、銅および軟鋼に生じる応力 (σ_{Cu} 、 σ_{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 α_{Cu} 、 α_{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。

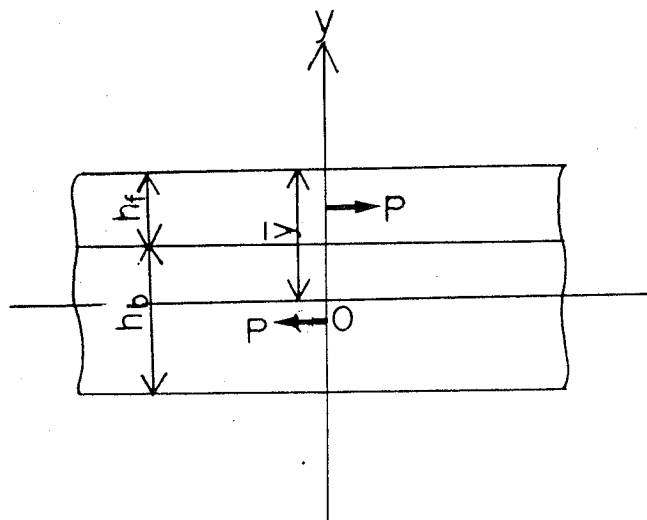


Fig. 5-24 Coordinate system

なお、 r は軟鋼側への曲がり変形を正としている。

$$r = (E_{Cu} I_{Cu} + E_{Fe} I_{Fe}) / M \quad (5-2)$$

$$\sigma_{Cu} = y E_{Cu} / r - P / h_f \quad (5-3)$$

$$\sigma_{Fe} = y E_{Fe} / r + P / h_b \quad (5-4)$$

ここで、 I_{Cu} と I_{Fe} は銅および軟鋼の中立軸 \bar{y} 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。

$$I_{Cu} = (h_f / 3) \{ \bar{y}^2 + \bar{y}(\bar{y} - h_f) + (\bar{y} - h_f)^2 \} \quad (5-5)$$

$$I_{Fe} = (h_b / 3) \{ (\bar{y} - h_f)^2 + (\bar{y} - h_f)(h_f + h_b - \bar{y}) + (h_f + h_b - \bar{y})^2 \} \quad (5-6)$$

$$\bar{y} = \{ E_{Cu} h_f^2 + E_{Fe} (h_b^2 + 2h_f h_b) \} / 2(E_{Cu} h_f + E_{Fe} h_b) \quad (5-7)$$

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

$$P = E_{Cu} h_f E_{Fe} h_b (\alpha_{Cu} - \alpha_{Fe}) \Delta T / (E_{Cu} h_f + E_{Fe} h_b) \quad (5-9)$$

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 t_1 秒後 (8秒) 銅は T_c (180℃) ま

で冷却しているのに対して、軟鋼は $T_b(355^\circ\text{C})$ の高温にある。したがって、式(5-9)は $T_a - T_c$ を ΔT_1 、 $T_a - T_b$ を ΔT_2 と置き次式のように変形した。

$$P = E_{cu}h_f E_{Fe}h_b (\alpha_{cu}\Delta T_1 - \alpha_{Fe}\Delta T_2) / (E_{cu}h_f + E_{Fe}h_b) \quad (5-10)$$

この時間での銅側の熱応力(P/h_f)を求めると 33.7kg/mm^2 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/mm^2)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

は減少し、水温に冷却したときには、後述するよ

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°C とした場合、加熱過程では加熱温度 500°C 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°C 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°C 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 $t_2(18\text{秒})$ 後、銅が $T_c(260^\circ\text{C})$ まで冷却するのに対して軟鋼は $T_b(540^\circ\text{C})$ 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/mm^2 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^{-4} に比べて軟鋼の自由収縮量 74.88×10^{-4} 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、 29.8kg/mm^2

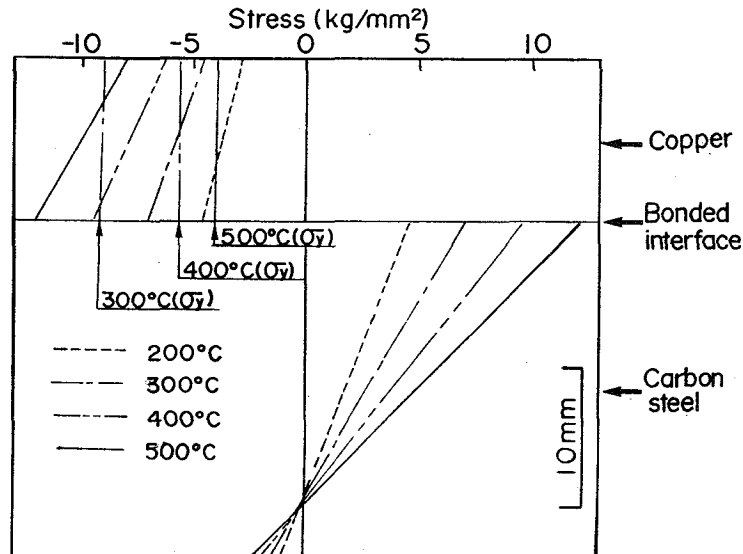


Fig. 5-25 Stress distributions of copper explosive clad steel at various temperature

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 3.7×10^4 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℃(Fig. 5-27)と200℃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℃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℃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

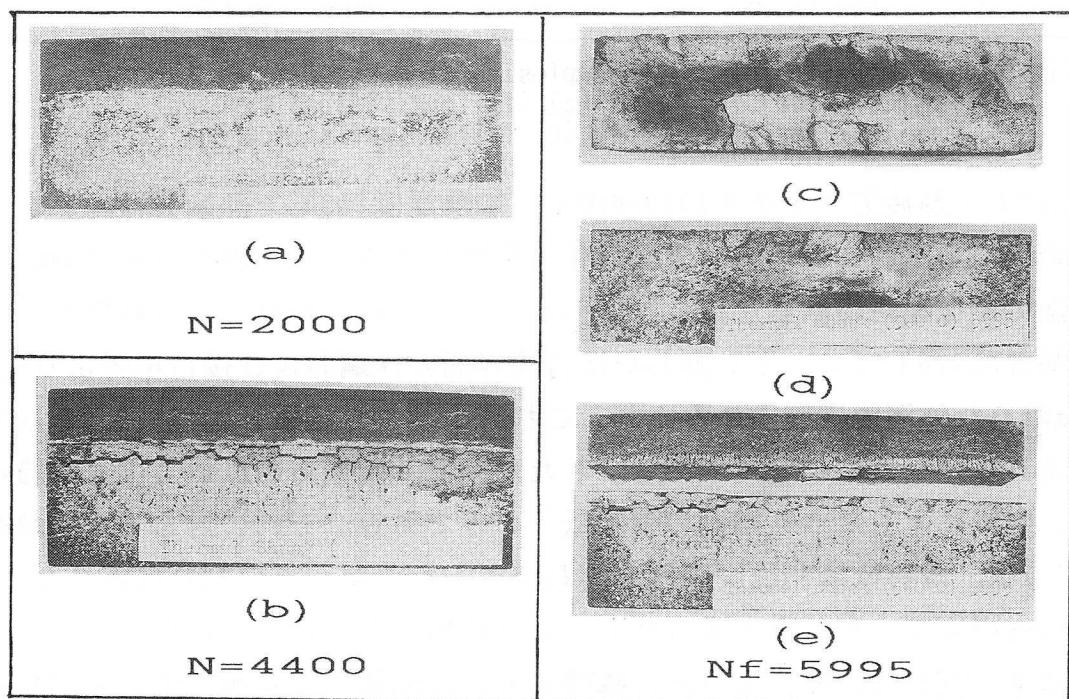


Fig. 5-26 Deformation of SUS304 explosive clad steel after thermal cycling(500℃)[(a), (b), (e) longitudinal side; (c) failure surface(SUS304); (d) failure surface(carbon steel)]

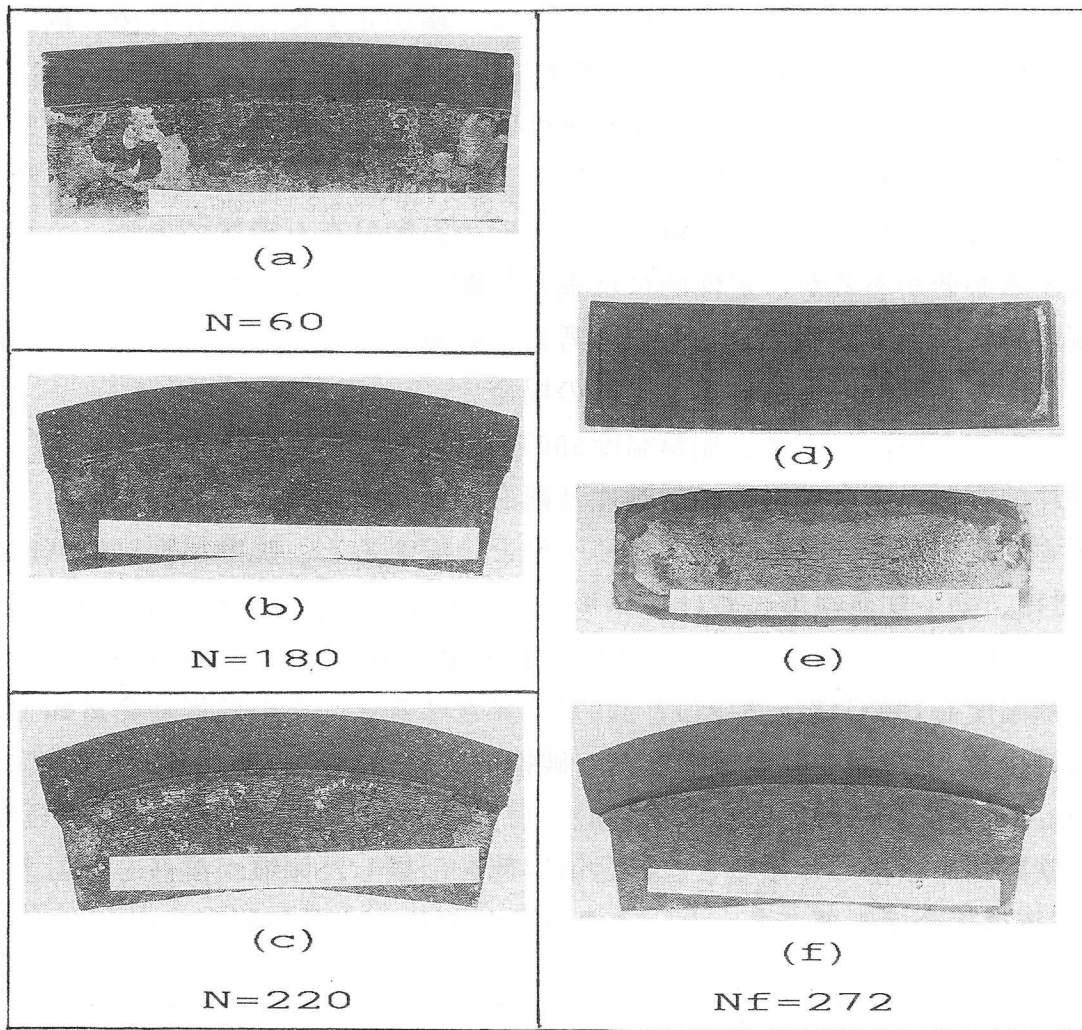


Fig. 5-27 Deformation of SUS304 explosive clad steel after thermal cycling(700°C)[(a), (b), (c), (f) longitudinal side;(d) failure surface(SUS304);(e) failure surface(carbon steel)]

温度500°Cで熱疲労サイクル2000回後と、加熱温度700°C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°C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°C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(H_v700) Cr_7C_3 が析出し、さらに加熱温度500°C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。

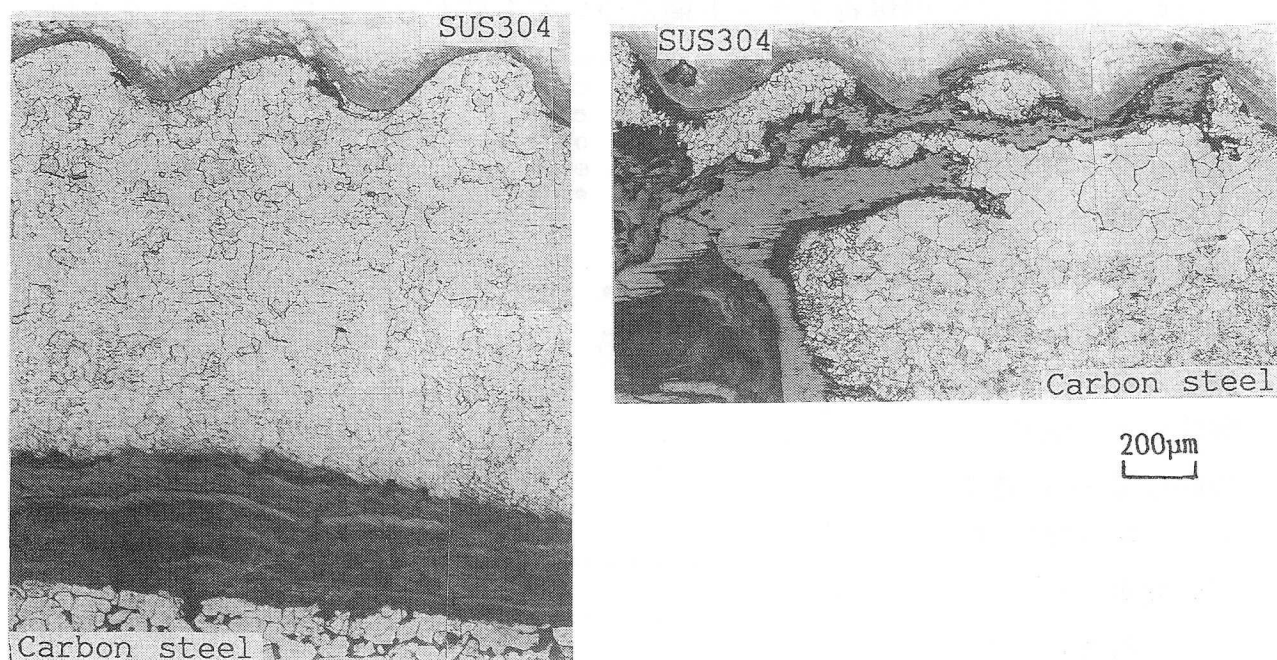


Fig. 5-28 Microstructures of SUS304 explosive clad steel after 2000 thermal cycles(500°C)

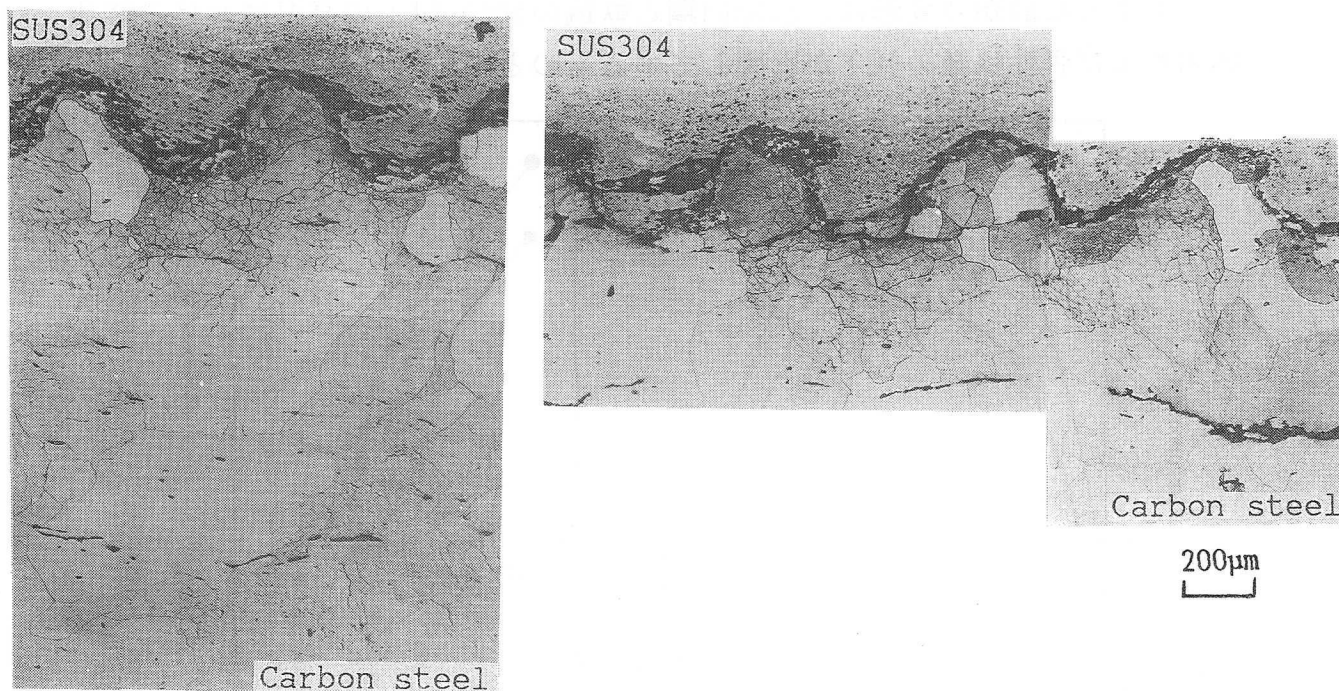


Fig. 5-29 Microstructures of SUS304 explosive clad steel after 200 thermal cycles(700°C)

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との関係を示した。

曲がり変形量は、熱サイクル数が増えたと増加し、接合境界部近傍のSUS304鋼浸炭層に発生した割れが試験片長手方向長さの約1/3以上伝播すると、接合境界部での拘束が小さくなり、内部ひずみが解放され、銅爆着クラッド鋼と同様に、曲がり変形量は減少した。

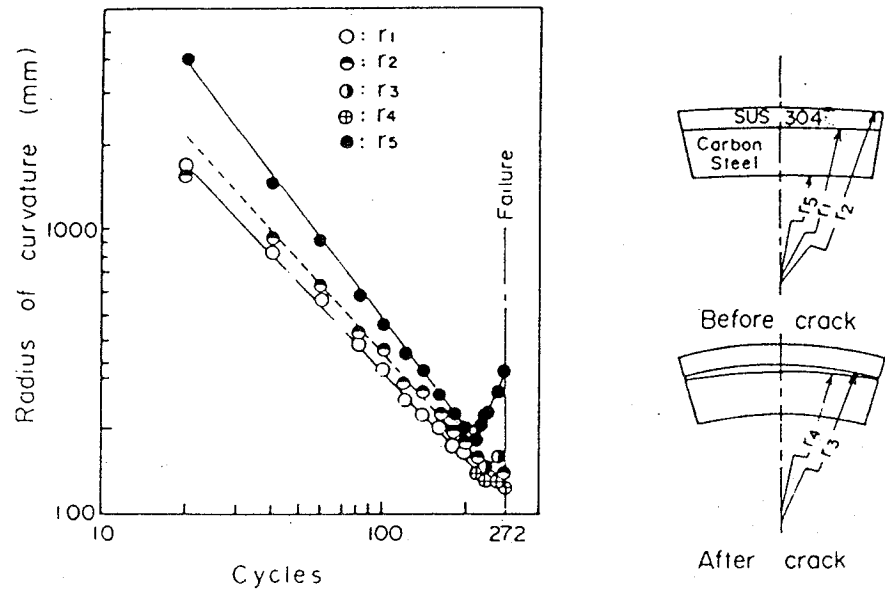


Fig. 5-30 Variation of bending deformation during thermal cycling (700°C)

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。

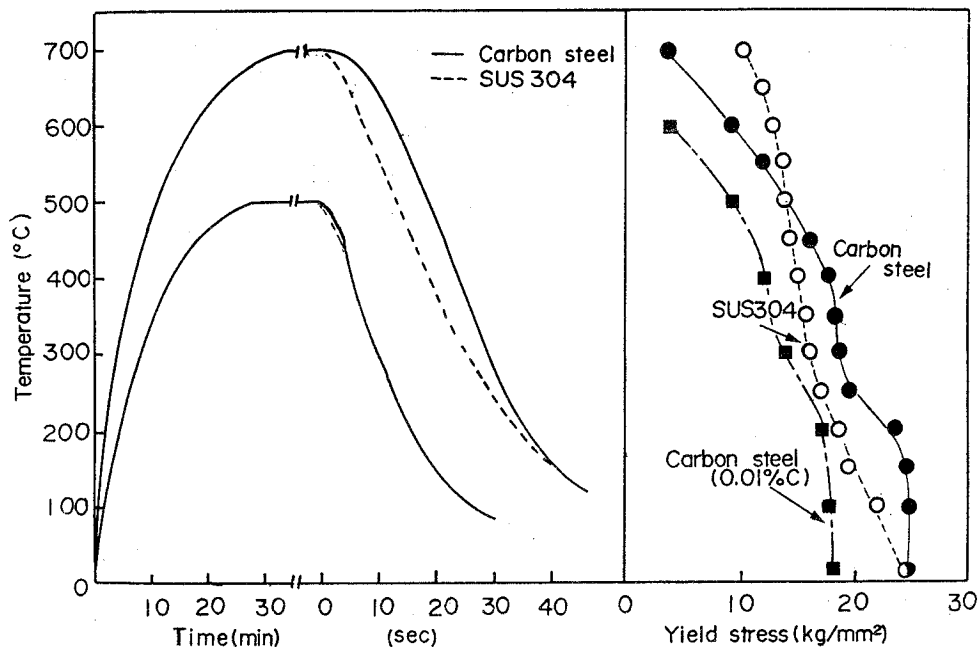


Fig. 5-31 Heating and cooling curves and yield stresses of SUS304 and carbon steel

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。

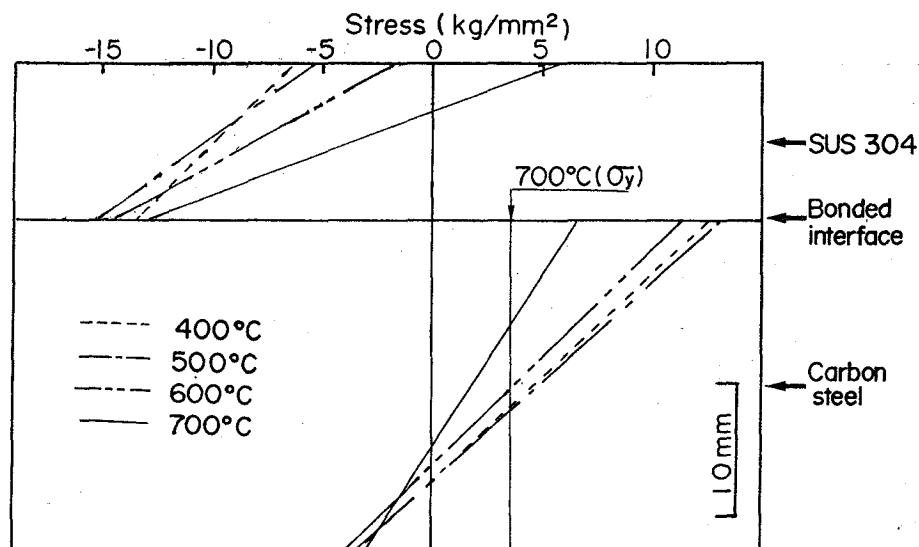


Fig. 5-32 Stress distributions of SUS304 explosive clad steel at various temperature

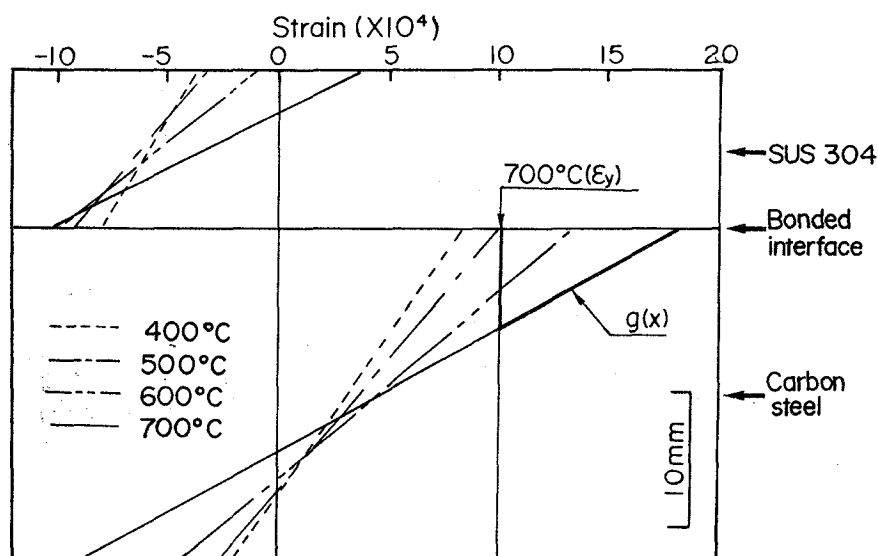


Fig. 5-33 Strain distributions of SUS304 explosive clad steel at various temperature

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、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_y)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は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

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(g_x)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_x 、応力を σ_x とすれば応力とひずみの関係は

$$\varepsilon_x = \sigma_x / E + g_x \quad (5-11)$$

で与えられる。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

$$\varepsilon_x = y / r + \varepsilon_0 \quad (5-12)$$

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

$$\sigma_x = E (y / r + \varepsilon_0 - g_x) \quad (5-13)$$

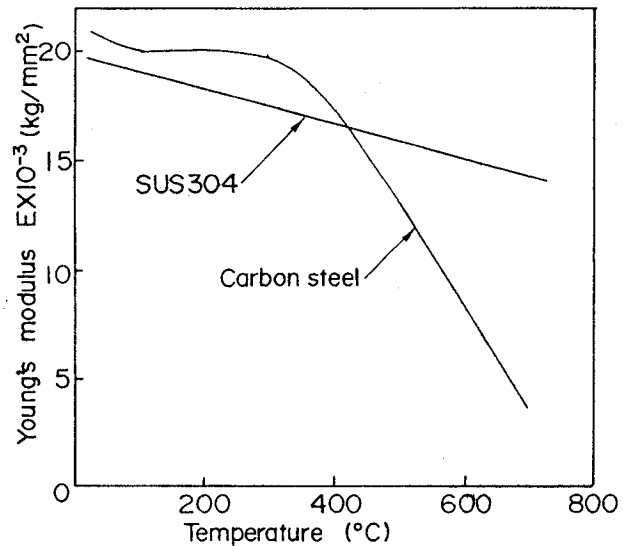


Fig. 5-34 Change of Young's modulus of SUS304 and carbon steel

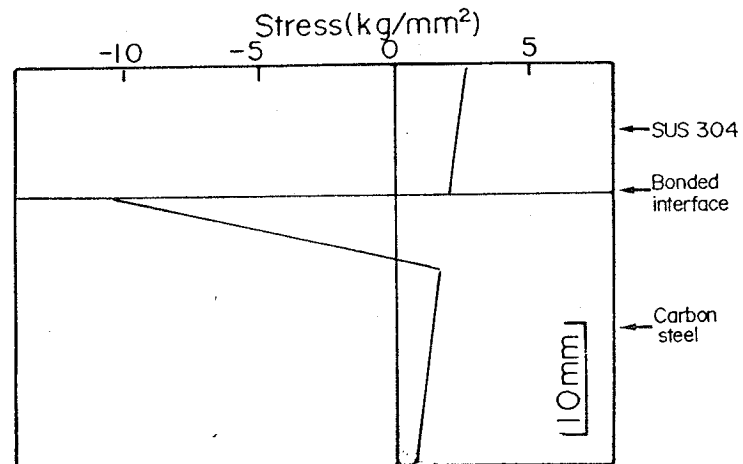


Fig. 5-35 Residual stress distribution of SUS304 explosive clad steel

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

$$\varepsilon_0 \int dy + 1/r \int y dy = \int g_x dy \quad (5-14)$$

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

になり、これらより r と ε_0 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 $2 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$ 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 $3 \times 10^5 \text{ mm}$ でSUS304鋼側への曲がり変形が生じる。この値は実験結果（約 $3 \times 10^4 \text{ mm}$ ）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°C 、 500°C および 700°C 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°C (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。

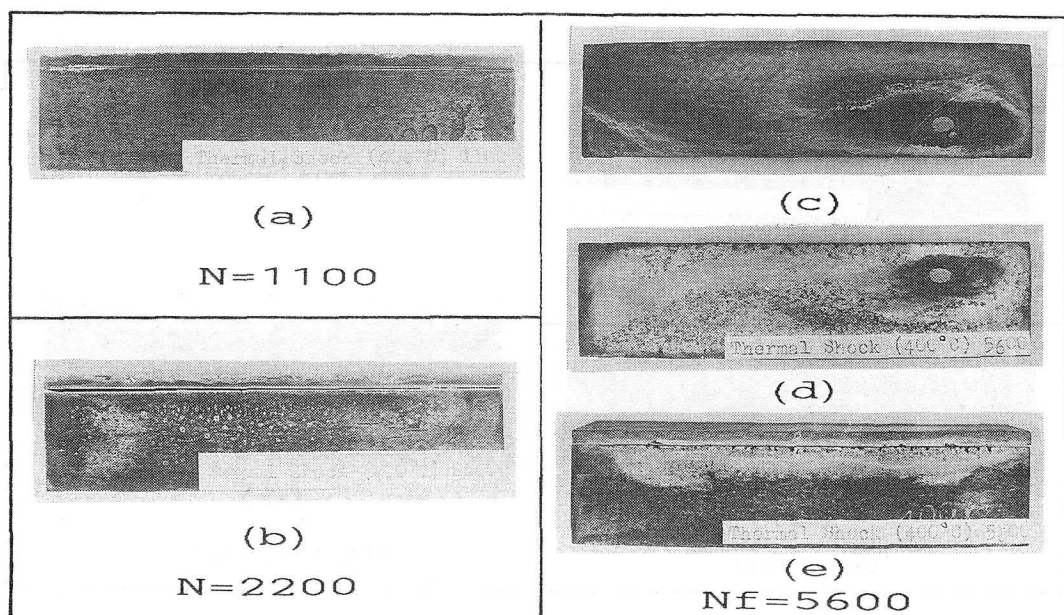


Fig. 5-36 Deformation of titanium explosive clad steel after thermal cycling(400°C)[(a), (b), (e) longitudinal side; (c) failure surface(titanium); (d) failure surface(carbon steel)]

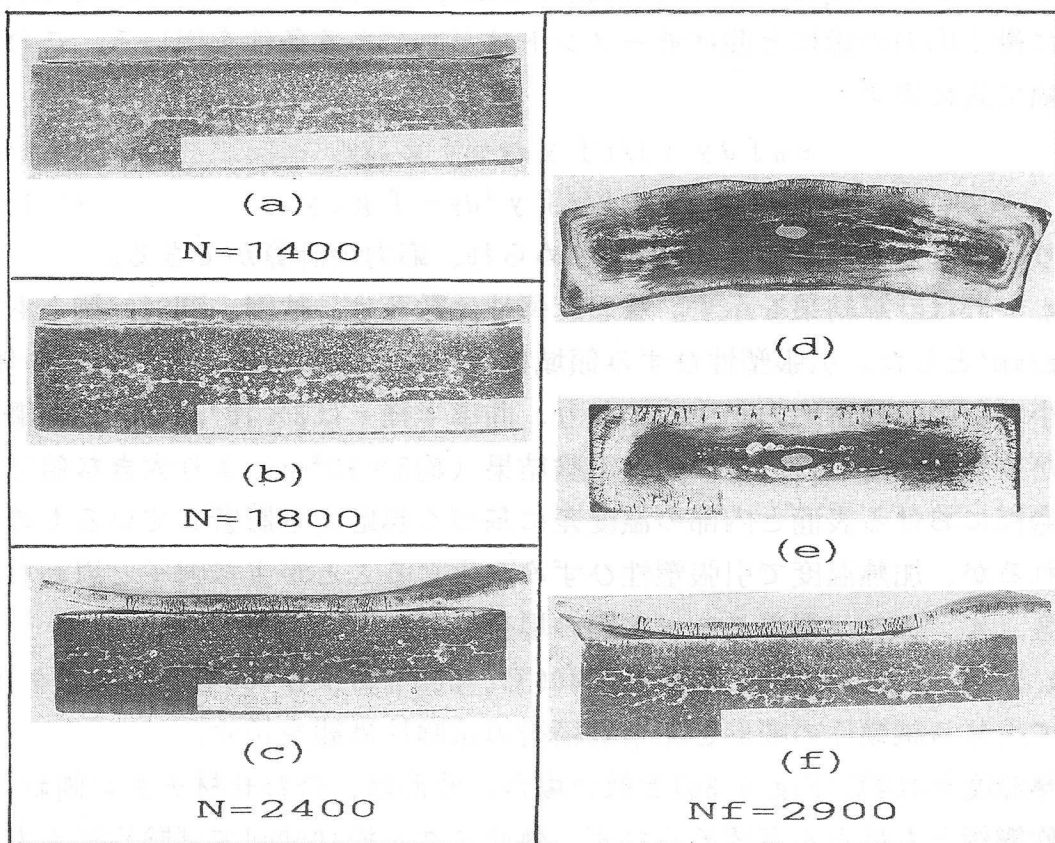


Fig. 5-37 Deformation of titanium explosive clad steel after thermal cycling(500°C)[(a), (b), (c), (f) longitudinal side; (d) failure surface(titanium); (e) failure surface(carbon steel)]

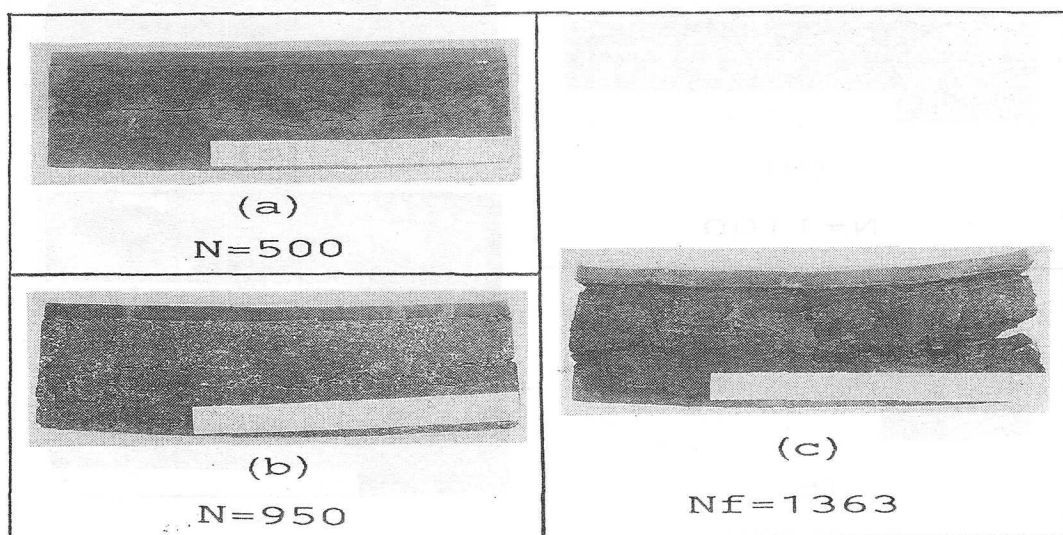
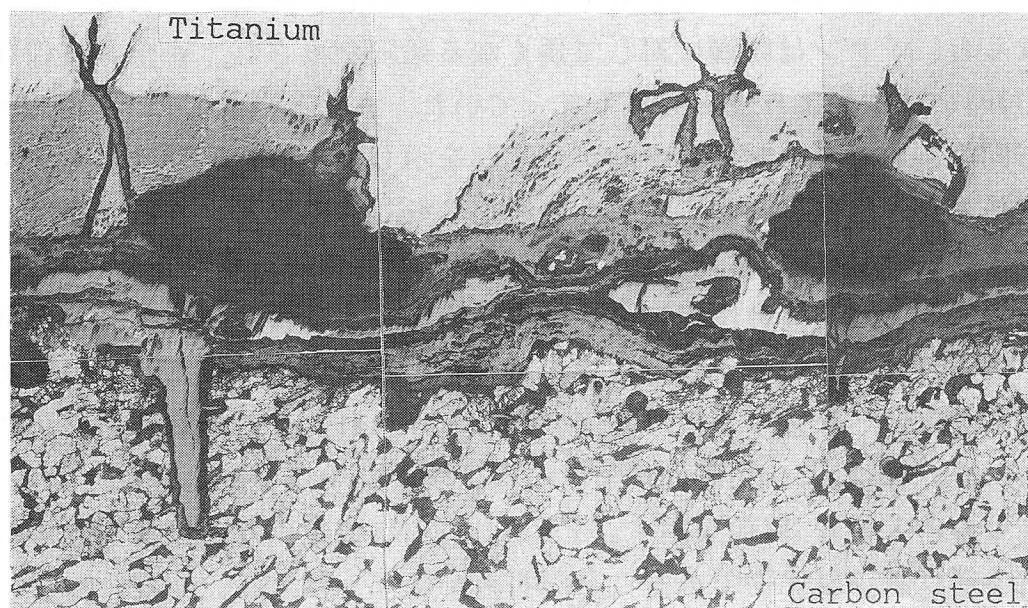
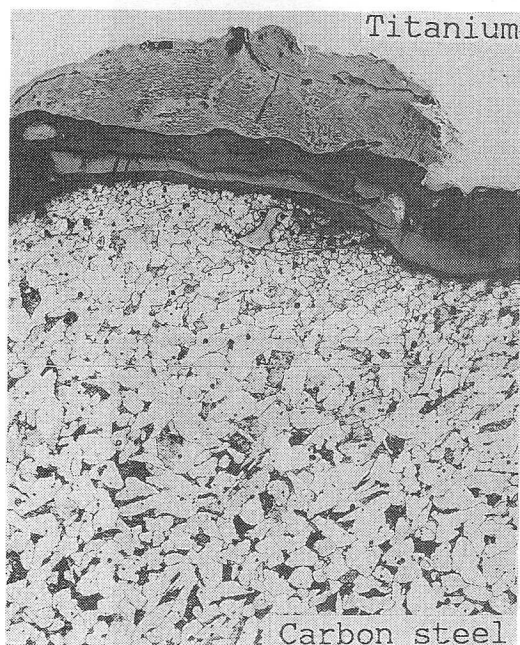


Fig. 5-38 Deformation of titanium explosive clad steel after thermal cycling(600°C)[(a), (b), (c) longitudinal side]

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

100μm

Fig. 5-39 Microstructures of titanium explosive clad steel after 2000 thermal cycles(500℃)

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15mm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Oの各X線K α 線像を示す。FeK α 、OK α 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。

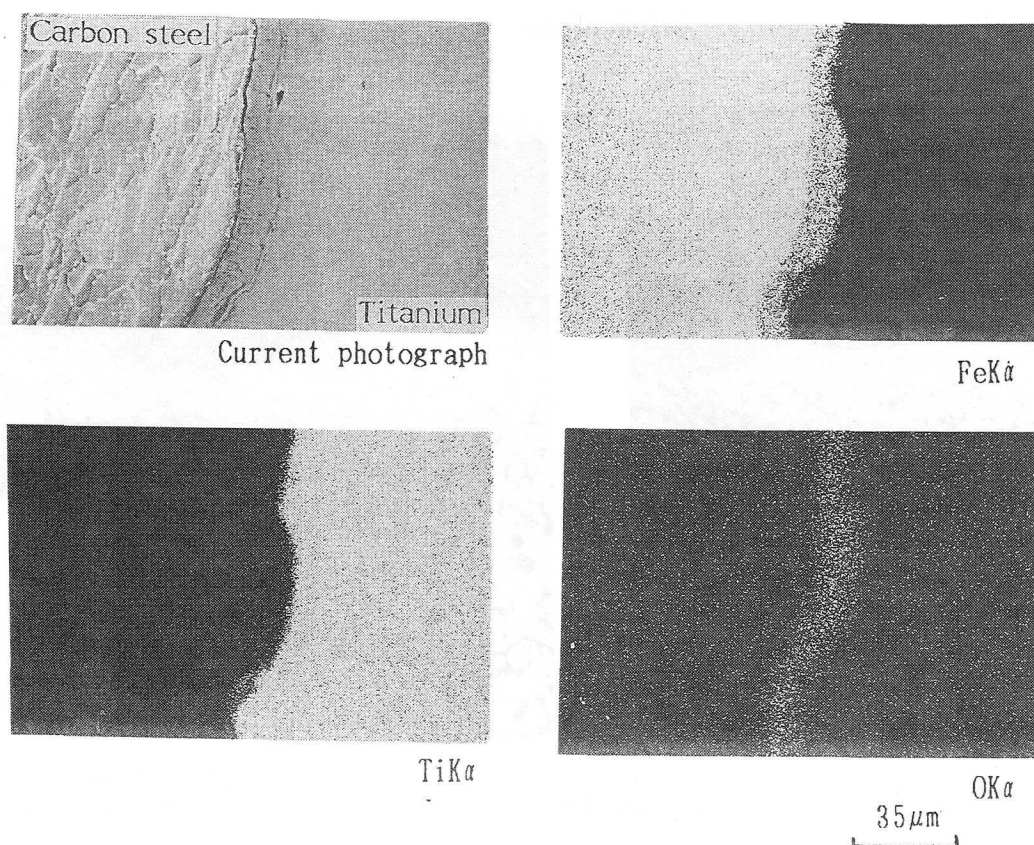


Fig. 5-40 X-ray scanning image of titanium explosive clad steel after 2000 thermal cycles(500°C)

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、曲がり変形の方法は、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 熱弾塑性解析方法

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、温度上昇に伴って増加する。しかし、温度上昇に伴って、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

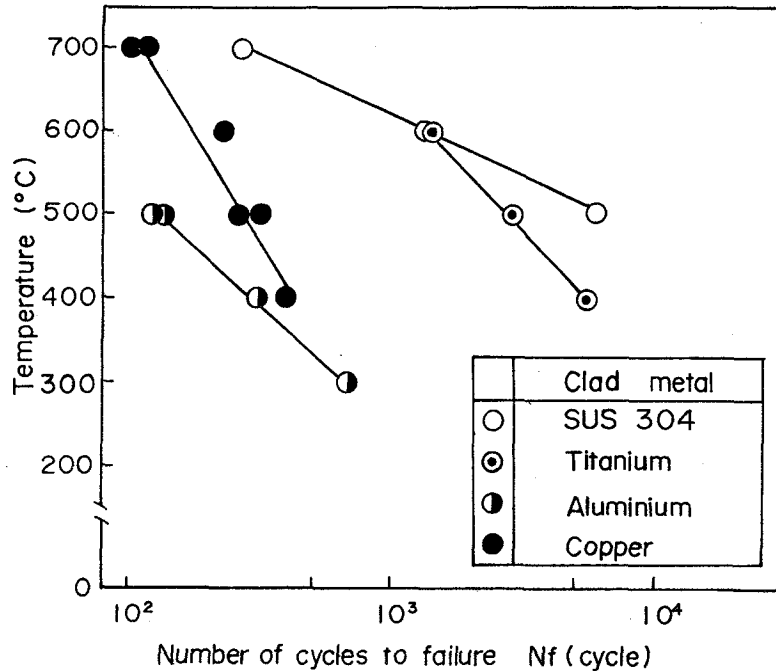


Fig. 5-41 Effect of heating temperature on number of cycles to failure

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. Gramong^{5-7) 5-8) 5-9)}がAl-Al₃Ni、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

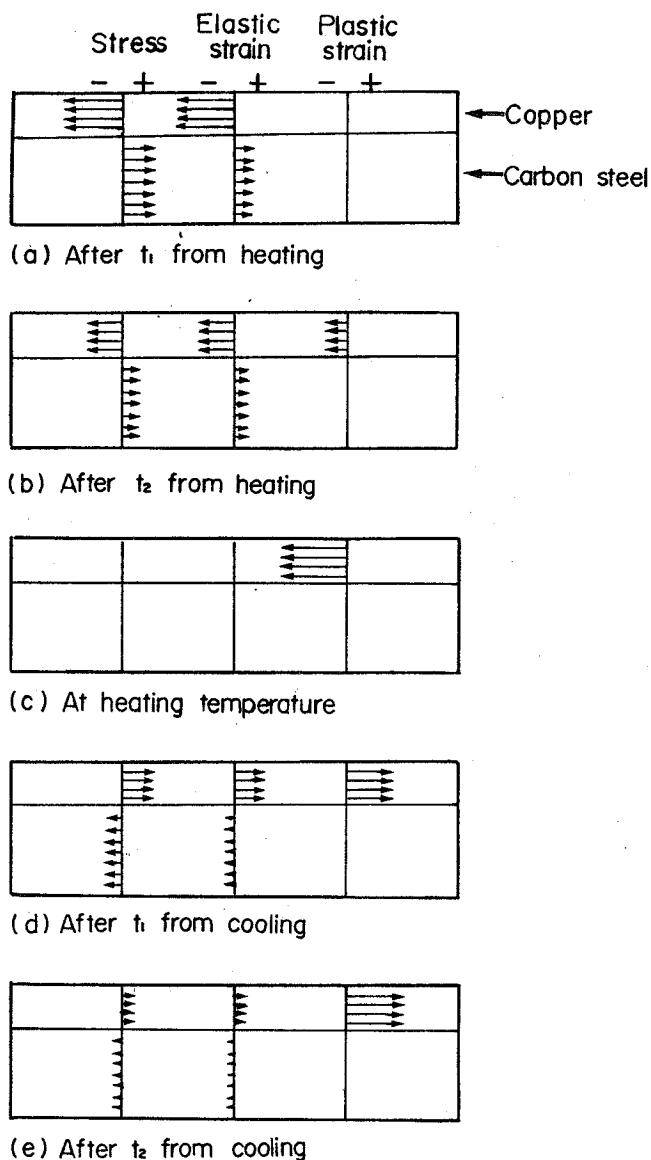


Fig. 5-42 Stress and strain model during heating and cooling

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。

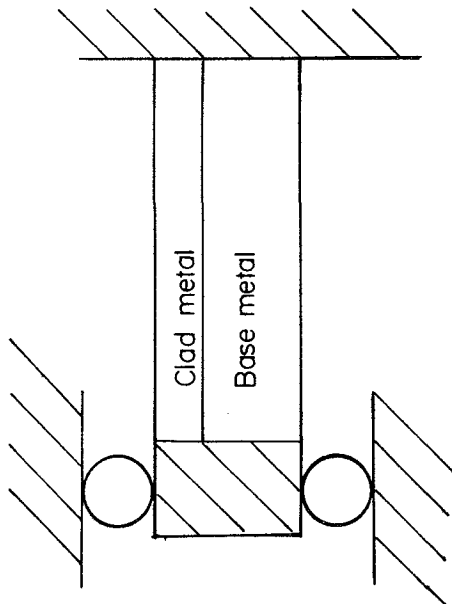


Fig. 4-43 Model in thermal cycling

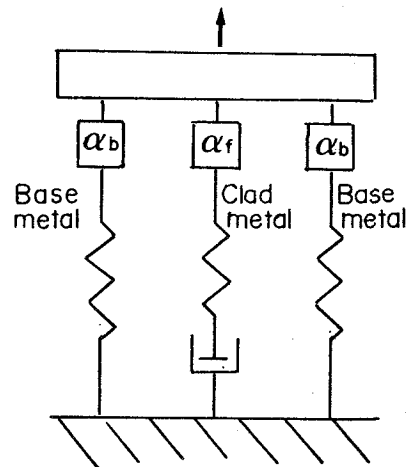


Fig. 5-44 Mechanical model used to calculate stress and strain

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 σ_f と σ_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_f と h_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。

$$\sigma_f h_f + \sigma_b h_b = 0 \quad (5-16)$$

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 $20^\circ\text{C} \rightarrow T_m$ (加熱温度) $\rightarrow 20^\circ\text{C}$ の熱サイ

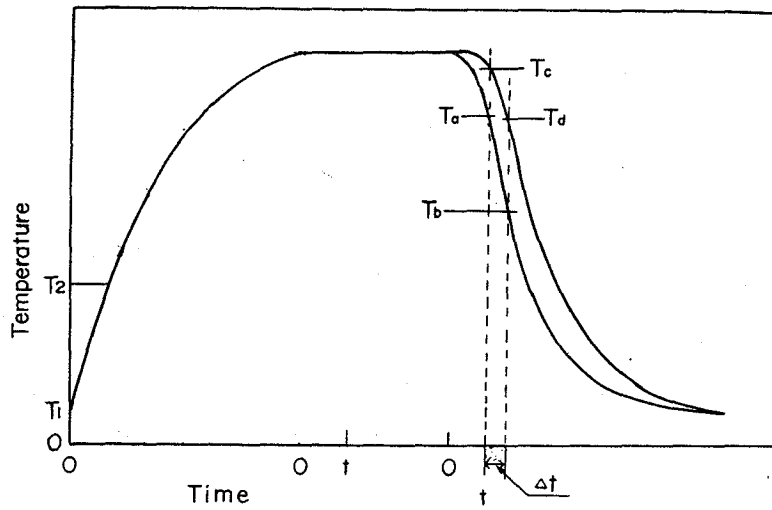


Fig. 5-45 Heating and cooling curve used to calculate stress and strain

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 $(\varepsilon_a)_b$ 、 $(\varepsilon_a)_r$ 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。

$$(\dot{\varepsilon}_a)_b = \alpha_b \dot{T} + \dot{\varepsilon}_b \quad (5-17)$$

$$(\dot{\varepsilon}_a)_r = \alpha_r \dot{T} + \dot{\varepsilon}_r \quad (5-18)$$

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。

$$\alpha_b \dot{T} + \dot{\varepsilon}_b = \alpha_r \dot{T} + \dot{\varepsilon}_r \quad (5-19)$$

合わせ材および母材に生じる応力とひずみは、Fig. 5-45のような熱サイクルが与えられると式(5-19)を適当な初期条件のもとに積分することによって得ることができる。

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。

$$\varepsilon_b = \sigma_b / E_b \quad (5-20)$$

一方、合わせ材の機械的ひずみ ε_r は、 $(\varepsilon_e)_r$ 、塑性ひずみ $(\varepsilon_p)_r$ およびクリープひずみ $(\varepsilon_c)_r$ の和で与えられる。

$$(\varepsilon)_r = (\varepsilon_e)_r + (\varepsilon_p)_r + (\varepsilon_c)_r \quad (5-21)$$

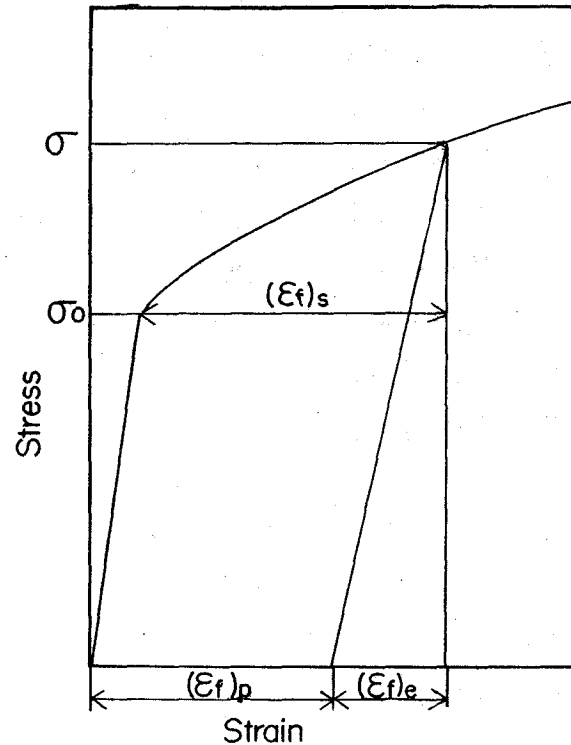


Fig. 5-46 Stress and strain curve to calculate stress and strain

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_r とすると

$$(\varepsilon_e)_r = \sigma_r / E_r \quad (5-22)$$

次に、塑性ひずみは、降伏応力 (σ_0) 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。

$$\sigma_r = \sigma_0 + K_r [(\varepsilon_r)_s]^{n_r} \quad (5-23)$$

式(5-23)を変形すると、塑性ひずみは、

$$(\varepsilon_r)_p = [(\sigma_r - \sigma_0) / K_r]^{1/n_r} - (\sigma_r - \sigma_0) / E_r \quad (5-24)$$

で与えられる。ここで K_r は強度係数、 n_r 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。

$$(\varepsilon_r)_c = \int (\dot{\varepsilon}_r)_c dt \quad (5-25)$$

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置くことができ、 dt 時間に温度が dT 変化するとすれば $dt = (dt/dT)dT$ とおける。したがって、温度領域 $T_1 \sim T_2$ に生じるクリープひずみは次式になる。

$$(\varepsilon_r)_c = \int_{T_1}^{T_2} (\dot{\varepsilon}_r)_c (dt/dT) dT \quad (5-26)$$

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Dorn^{5-10) 5-11)} が定常クリープ域で表した次式を使用した。

$$(\dot{\varepsilon}_r)_c \exp(kT/DG_r b) = A (|\sigma_r|/G_r)^m \quad (5-27)$$

ここで、 k はBoltzmann定数 ($1.38053 \times 10^{-16} \text{ erg/}^\circ\text{K} \approx 1.41 \times 10^{-24} \text{ kg-m/}^\circ\text{K}$)、 D は温度 T での自己拡散係数、 G_r 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 $1/2$ ⁵⁻¹²⁾ 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 $D_0 \exp(-Q/RT)$ とおき、式(5-27)を変形すると、クリープひずみ速度は、

$$(\dot{\varepsilon}_r)_c = A (|\sigma_r|/G_r)^m (G_r b/kT) D_0 \exp(-Q/RT) \quad (5-28)$$

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、

$$(\varepsilon_r)_c = \int_{T_1}^{T_2} A (|\sigma_r|/G_r)^m (G_r b/kT) D_0 \exp(-Q/RT) (dt/dT) dT \quad (5-29)$$

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。

$$\varepsilon_r = \sigma_r / E_r + [(\sigma_r - \sigma_0) / K_r]^{1/n_r} - (\sigma_r - \sigma_0) / E_r + \int_{T_1}^{T_2} A (|\sigma_r| / G)^m (G_r b / kT) D_0 \exp(-Q/RT) (dt/dT) dT \quad (5-30)$$

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。

$$\int_{T_1}^{T_2} (\alpha_r - \alpha_b) dT = -h_r \sigma_r / h_b E_b - \{ \sigma_0 / E_r + [(\sigma_r - \sigma_0) / K_r]^{1/n_r} + \int_{T_1}^{T_2} A (|\sigma_r| / G)^m (G_r b / kT) D_0 \exp(-Q/RT) (dt/dT) dT \} \quad (5-31)$$

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_r)は、高温保持中にはリラクゼー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 $[\varepsilon_r]_{t=0}$ は、

$$[(\varepsilon_r)]_{t=0} = [(\varepsilon_r)_e]_{t=t} + [(\varepsilon_r)_c]_{t=t} \quad (5-32)$$

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

$$[(\varepsilon_r)_c]_{t=t} = [A (|\sigma_r| / G)^m (G_r b / kT) D_0 \exp(-Q/RT)] t \quad (5-33)$$

であるから、合わせ材の弾性ひずみを $(\varepsilon_r)_e = \sigma_r / E_r$ と再び置けば、合わせ材のひずみは次式になる。

$$[(\varepsilon_r)]_{t=t} = \sigma_r / E_r + [A (|\sigma_r| / G)^m (G_r b / kT) D_0 \exp(-Q/RT)] t \quad (5-34)$$

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 時間後のひずみ量に変化しない条件より

$$\sigma_{r(t=0)} (1/E_b + h_r/h_b E_b) = \sigma_{r(t=t)} (1/E_b + h_r/h_b E_b) + [A (|\sigma_r| / G)^m (G_r b / kT) D_0 \exp(-Q/RT)] t \quad (5-35)$$

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 Δt 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。

$$\int_{T_b}^{T_a} \alpha_r dT + \varepsilon_r = \int_{T_a}^{T_c} \alpha_b dT + \varepsilon_b \quad (5-36)$$

したがって冷却に生じる合わせ材の応力は、

$$\int_{T_b}^{T_a} \alpha_r dT - \int_{T_a}^{T_c} \alpha_b dT = -h_r \sigma_r / h_b E_b - \{ \sigma_0 / E_r + [(\sigma_r - \sigma_0) / K_r]^{1/n_r} + \int_{T_b}^{T_a} A (|\sigma_r| / G)^m (G_r b / kT) D_0 \exp(-Q/RT) (dt/dT) dT \} \quad (5-37)$$

となる。

σ_r が求まれば、塑性ひずみとクリープひずみの和は

$$(\varepsilon_r)_p + (\varepsilon_r)_c = \varepsilon_r - \sigma_r / E_r \quad (5-38)$$

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°C とし、その領域での $(G_r b/kT)D_0 \exp(-Q/RT)$ 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 σ_r を計算した。

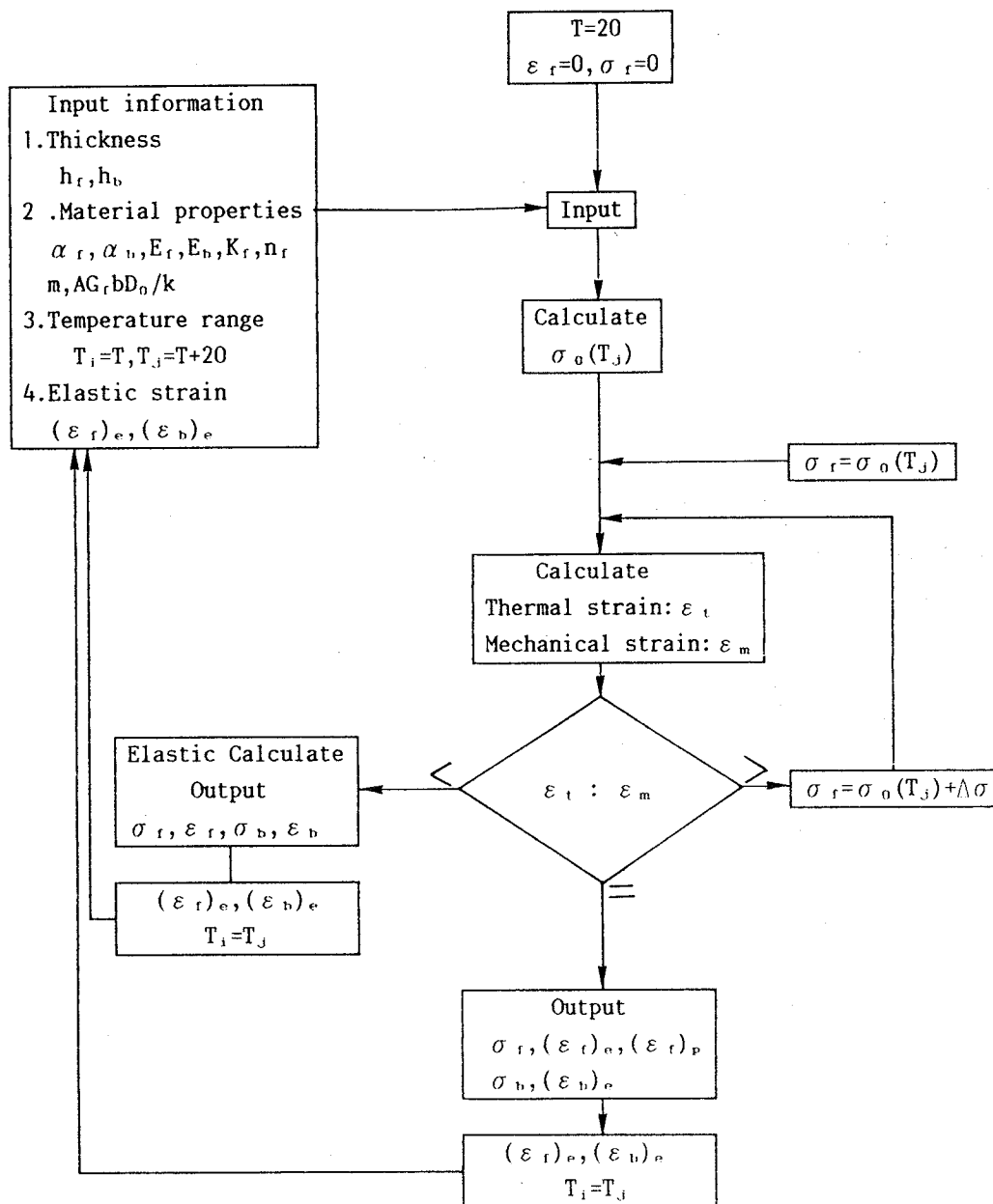


Fig. 5-47 Flowchart to calculate thermal stress and strain

計算手順を下記に示す。

(1) 式(5-31)に T_1 、 T_2 、 α_r 、 α_b 、 $(G_r b/kT_2)D_0 \exp(-Q/RT_2)$ 、 E_r 、 E_b および T_2 での合わせ材の降伏応力 $\sigma_0(T_2)$ を代入する。

(2) $\sigma_r = \sigma_o(T_2)$ の値を式(5-31)の右辺に入れ、機械的ひずみ ε_m を計算する。もし機械的ひずみ ε_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 ε_t より大きい場合($\varepsilon_m > \varepsilon_t$)には弾性計算により、 σ_r と ε_r を算出した。他方、 $\sigma_r = \sigma_o(T_2)$ 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($\sigma_r = \sigma_o(T_2) + \Delta\sigma$)、 $\varepsilon_m = \varepsilon_t$ 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)_eと(ε_b)_e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 の値を算出した。

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

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)

$h_r/h_b=0.3$	$Q=34\text{kcal/mol}$
$G_r=2.7 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$	$m=4.4$
$K_r=15.5 \text{ kg/mm}^2$	$AG_r b D_0/k=3.1 \times 10^{26} / \text{sec}$
$n_r=0.5$	$dT/dt=0.5^\circ\text{C} / \text{sec (heating)}$
$\sigma_o=(8.06-0.02T) \text{ kg/mm}^2$	$=50^\circ\text{C} / \text{sec (cooling)}$
$\alpha_r-\alpha_b=11.2 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$	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°C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°C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°Cで圧縮応力に転じ、160°Cで4.5kg/mm²の最大圧縮応力を示した後減少する。そして、200°C以上では1サイクルの全く同じ応力-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°C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°C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

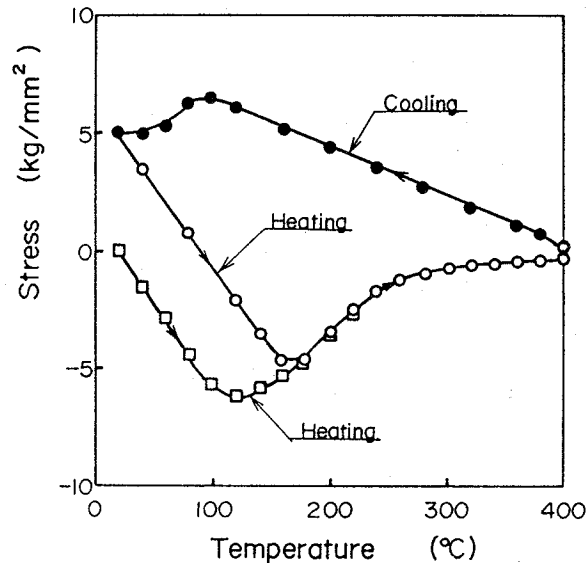


Fig. 5-48 Calculated stress in aluminium during heating and cooling

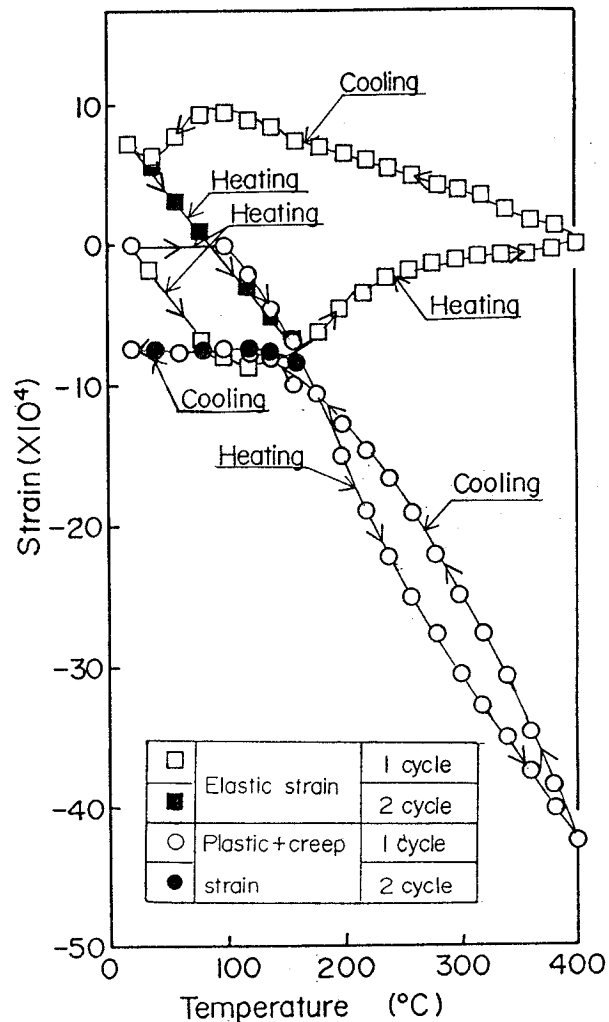


Fig. 5-49 Calculated elastic and plastic strain in aluminium during heating and cooling

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るため圧縮塑性ひずみは温度の降下にも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^{-4} の引張弾性ひずみと 10.47×10^{-4} の

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

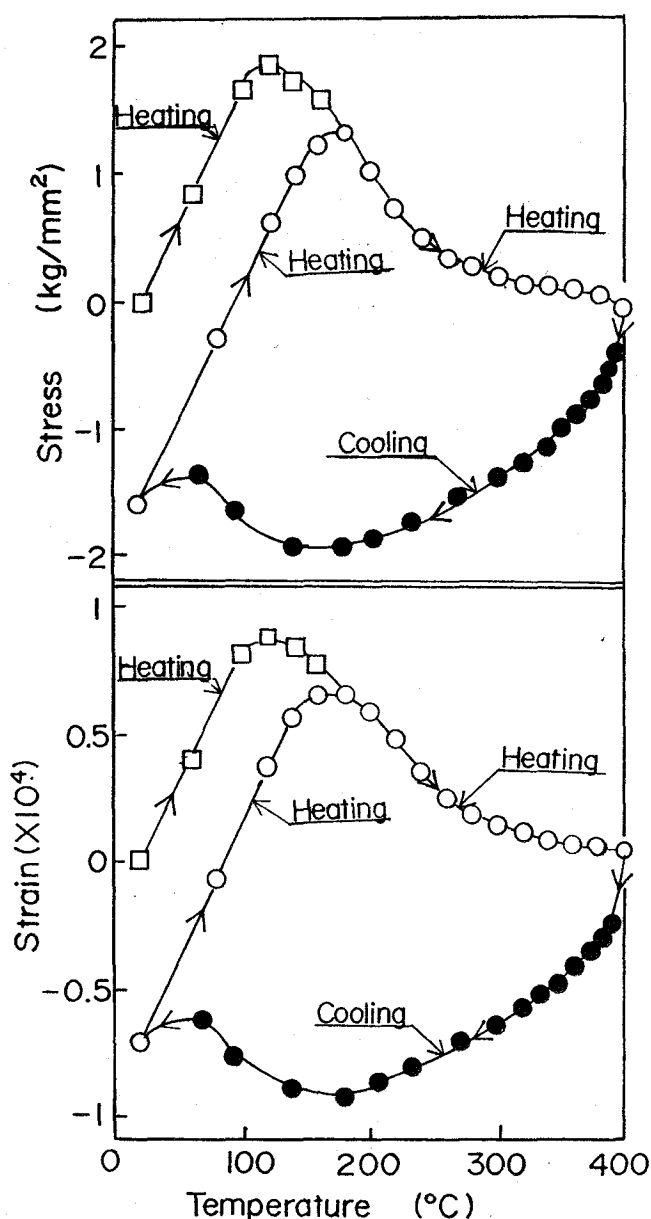


Fig. 5-50 Calculated stress and strain in carbon steel during heating and cooling

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)

$h_r/h_b=0.48$	$Q=41.7\text{kcal/mol}$
$G_r=4.5\times 10^3\text{ kg/mm}^2$	$m=4.8$
$K_r=46.4\text{ kg/mm}^2$	$AG_r bD_0/k=1.23\times 10^{29}/\text{sec}$
$n_r=0.34$	$dT/dt=0.5^\circ\text{C/sec (heating)}$
$\sigma_0=(16.94-0.02T)\text{ kg/mm}^2$	$=50^\circ\text{C/sec (cooling)}$
$\alpha_r-\alpha_b=3.3\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$	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 $3.3\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ とアルミニウム爆着クラッド鋼の線膨張係数差 $11.2\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 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 15 kg/mm^2 と -1 kg/mm^2 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

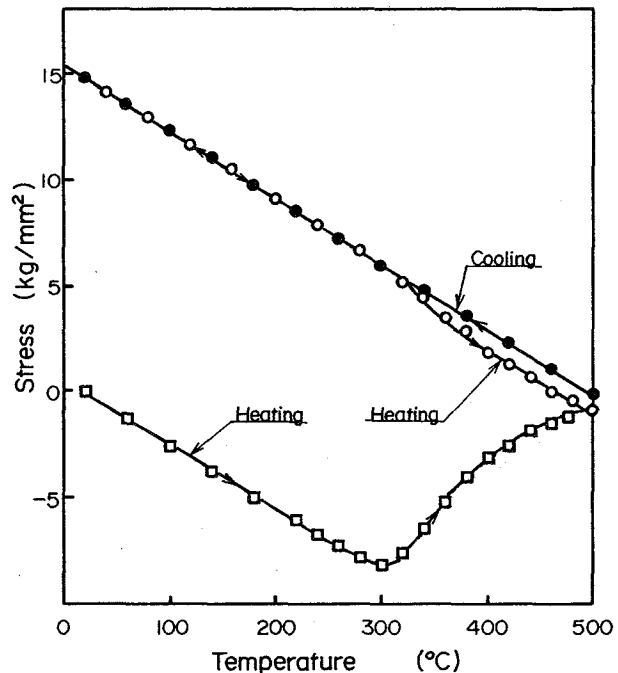


Fig. 5-51 Calculated stress in copper during heating and cooling (Temperature is uniform throughout explosive clad steel)

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 $3.3 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ と積分温度範囲の積ではなく、銅の線膨張係数 $17.7 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 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°C まで冷却すると、すでにその温度での降伏応力となり、 200°C まで冷却する間、応力は増加する。しかし、 200°C 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°C 冷却する間に、軟鋼は $30^{\circ}\text{C} \sim 60^{\circ}\text{C}$ 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°C に銅、軟鋼とも冷却した時点では $5\text{kg}/\text{mm}^2$ 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°C 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°C で $13\text{kg}/\text{mm}^2$ と1サイクル目より $5\text{kg}/\text{mm}^2$ 程度高い値を示した後、 260°C 以上では降伏応力の低下と、 340°C 以上でのクリープの影響により圧縮応力は減少し、 400°C 以上ではアルミニウム爆着クラッド鋼と同様に、

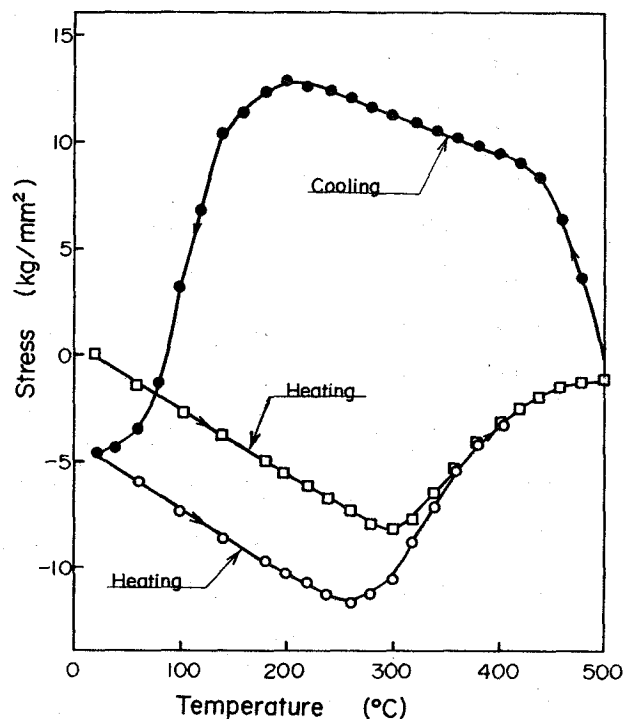


Fig. 5-52 Calculated stress in copper during heating and cooling

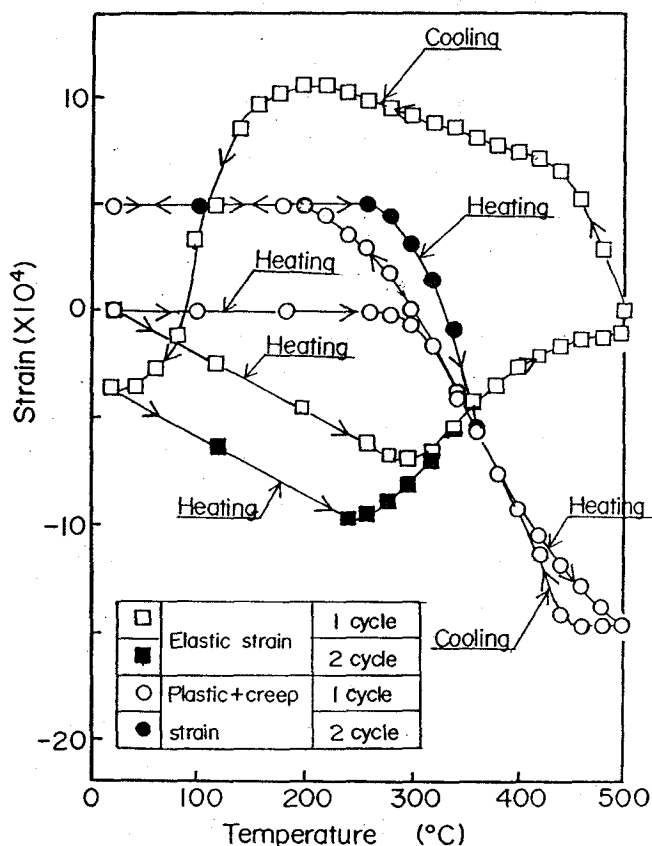


Fig. 5-53 Calculated elastic and plastic strain in copper during heating and cooling

1 サイクルと全く同じ応力-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℃を越えると圧縮塑性変形をおこし、温度上昇に伴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、以後の温度降下に伴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、温度上昇に伴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℃

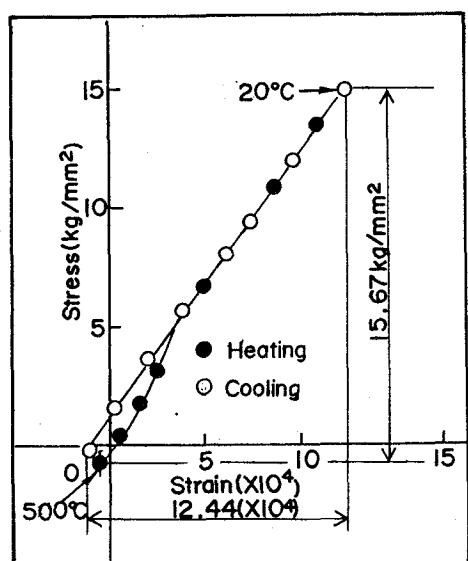


Fig. 5-54 Stress-strain relation for thermal cycling (Temperature is uniform throughout explosive clad steel)

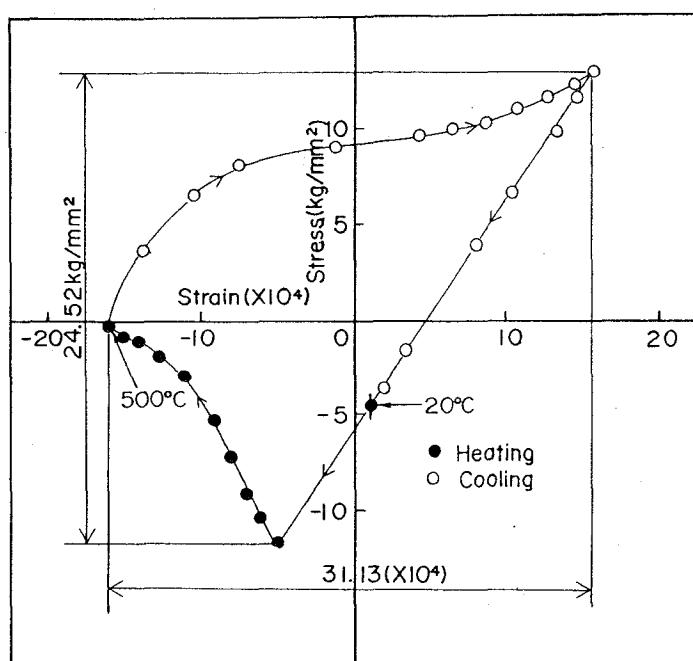


Fig. 5-55 Stress-strain relation for thermal cycling

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($\Delta \sigma_{total}$)は15.67kg/mm²であり、全ひずみ範囲($\Delta \varepsilon_{total}$)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

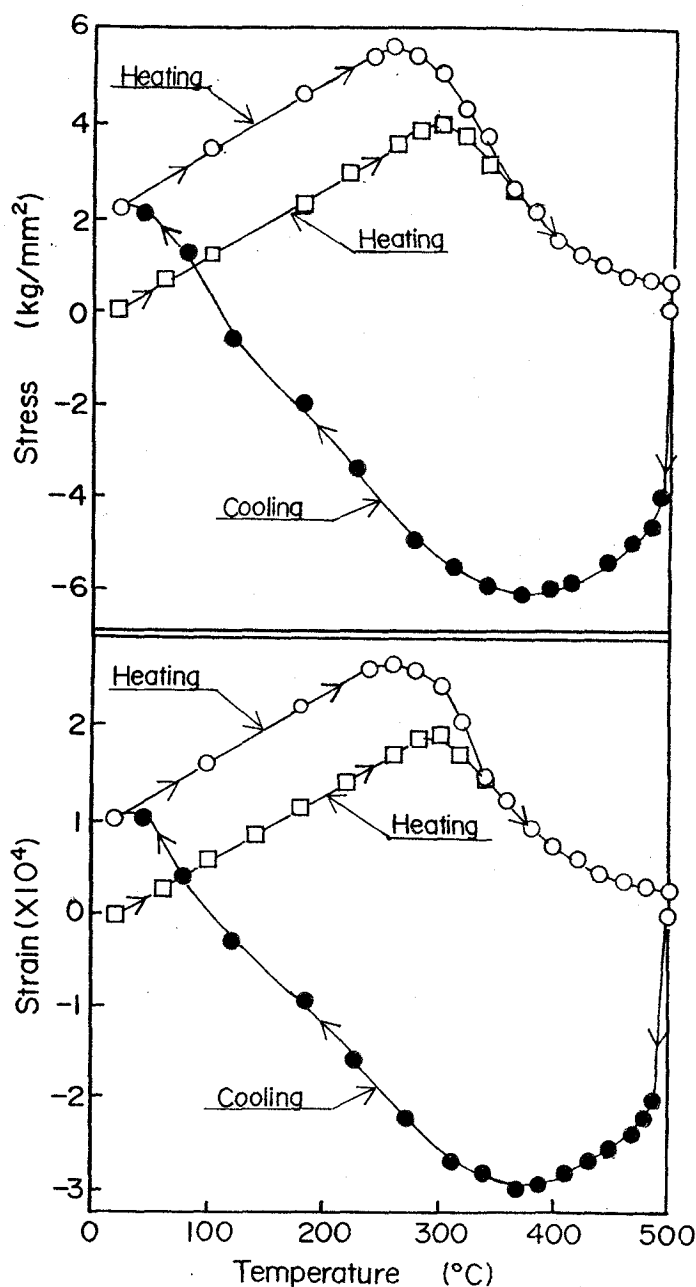


Fig. 5-56 Calculated stress and strain in carbon steel during heating and cooling

約 5kg/mm^2 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°C で最大圧縮応力 6.2kg/mm^2 を生じた。 380°C 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/mm^2 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°C 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°C 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°C 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°C 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°C 以下になると反対に銅が 20°C 冷却する間に軟鋼は 80°C 以上冷却し、銅に加わる負のひずみも大きくなり、 20°C に冷却した後の圧縮応力は 500°C の場合よりさらに高く、銅の 20°C で設定した降伏応力

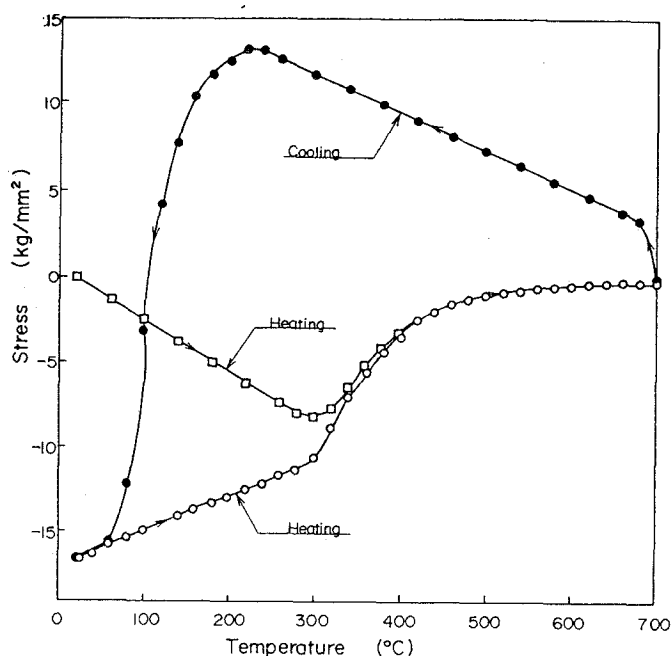


Fig. 5-57 Calculated stress in copper during heating and cooling

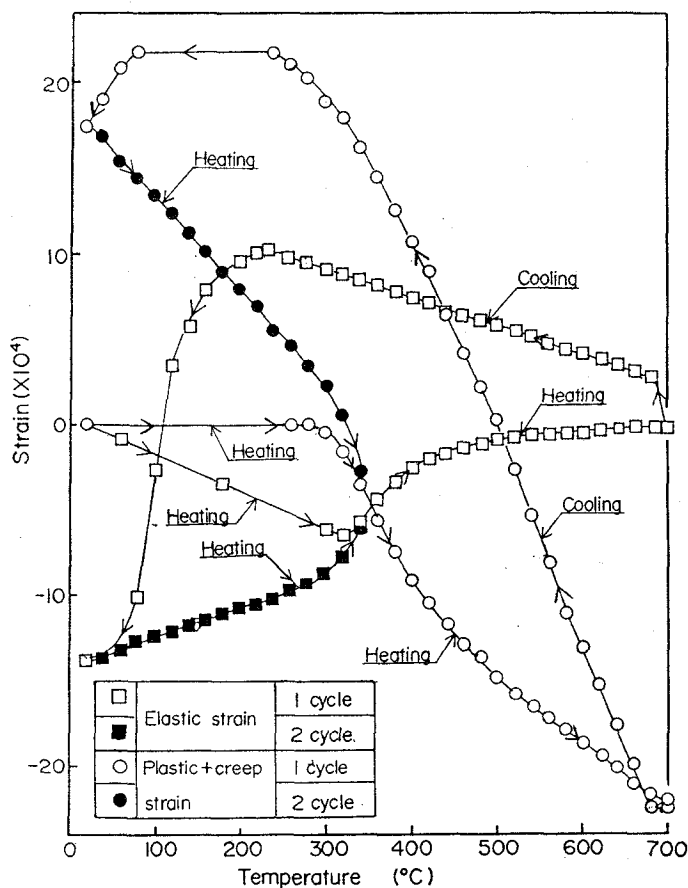


Fig. 5-58 Calculated elastic and plastic strain in copper during heating and cooling

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-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

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。

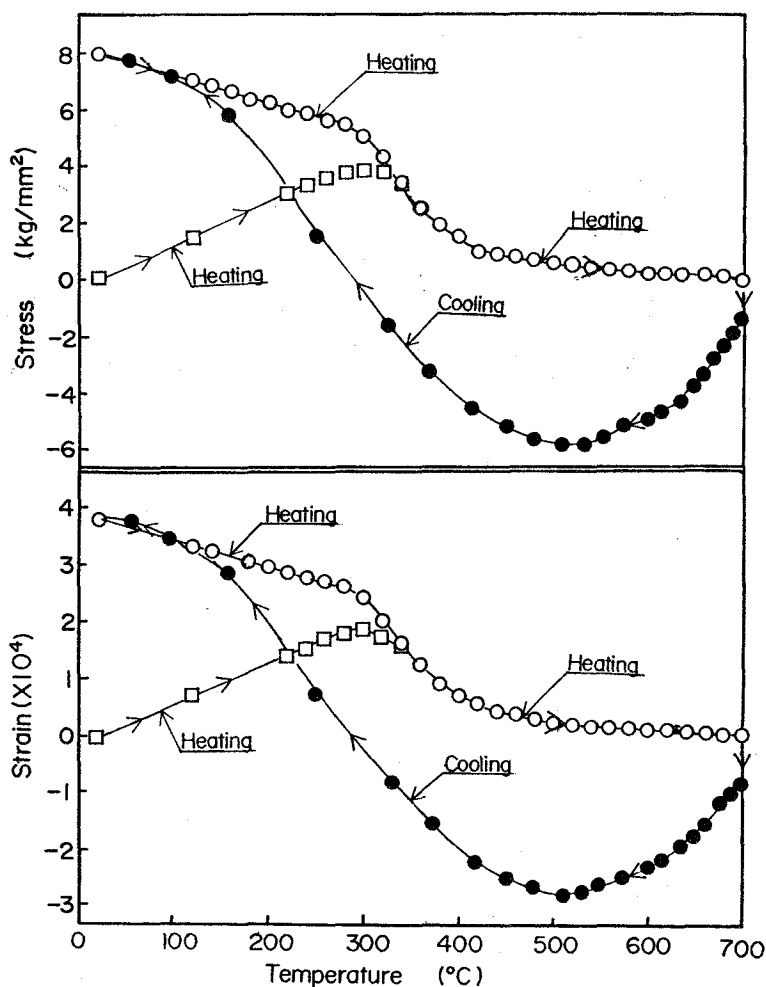


Fig. 5-59 Calculated stress and strain in carbon steel during heating and cooling

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

$h_r/h_p=0.48$	$Q=67.9\text{kcal/mol}$
$G_r=7.76\times 10^3\text{ kg/mm}^2$	$m=6.9$
$K_r=156\text{ kg/mm}^2$	$AG_r bD_0/k=5.71\times 10^3\text{ /sec}$
$n_r=0.5$	$dT/dt=0.5^\circ\text{C/sec (heating)}$
$\sigma_o=(20.74-0.019T)\text{ kg/mm}^2$	$=50^\circ\text{C/sec (cooling)}$
$\alpha_r-\alpha_b=4.0\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$	Hold time=25min

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数差より大きい引張ひずみがSUS304鋼に加わり、SUS

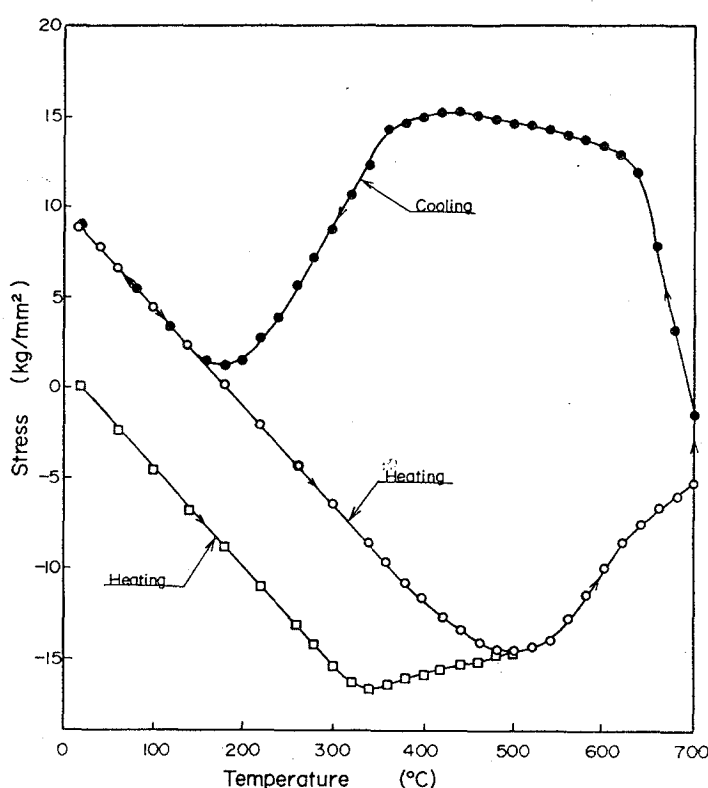


Fig. 5-60 Calculated stress in SUS304 during heating and cooling

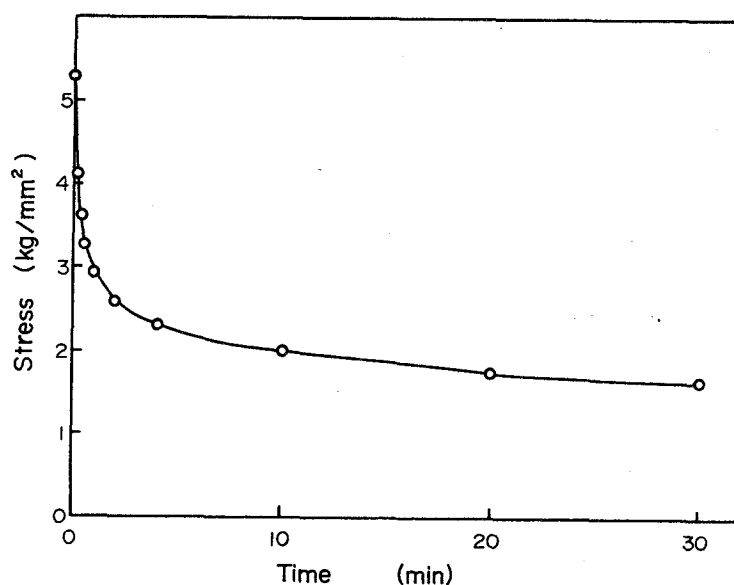


Fig. 5-61 Stress change during constant temperature stress relaxation

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SUS304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

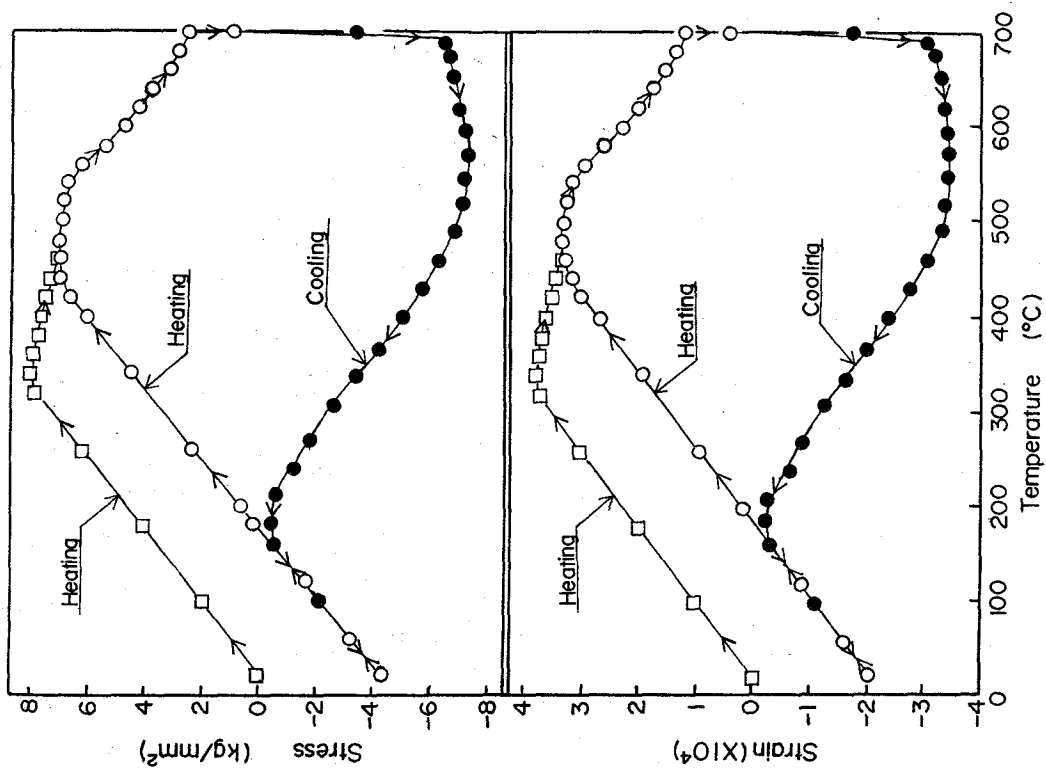


Fig. 5-63 Calculated stress and strain in carbon steel during heating and cooling

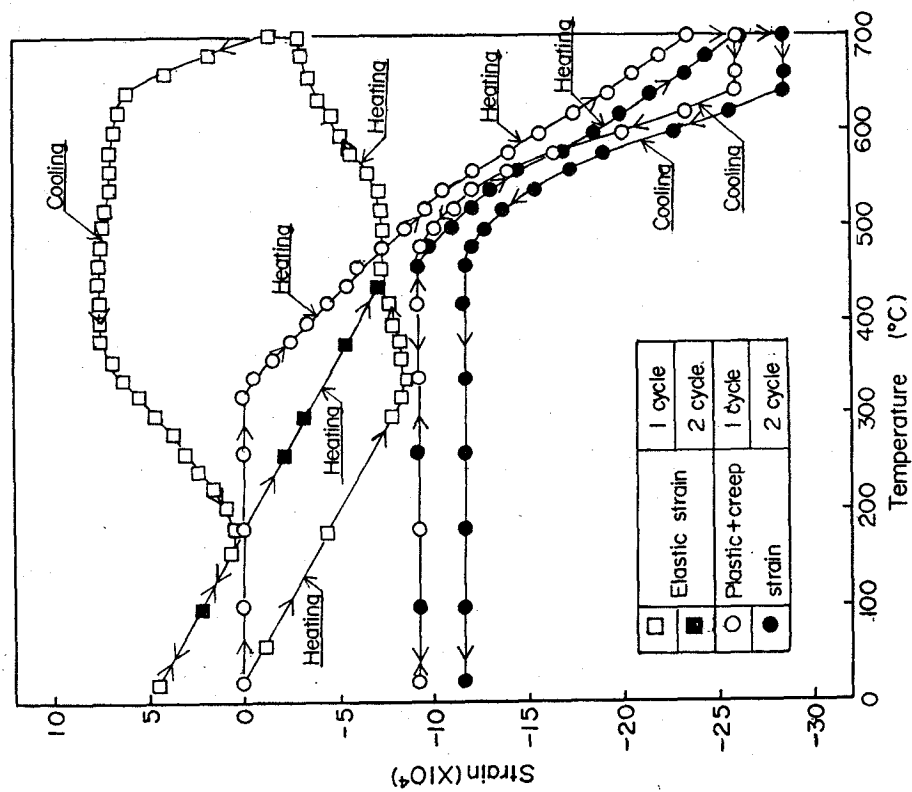


Fig. 5-62 Calculated elastic and plastic strain in SUS304 during heating and cooling

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/mm^2 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°C で降伏するまで増加する。そして、 500°C 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°C 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°C に達するまでは弾性状態であり発生しない。 340°C 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°C では 23.28×10^{-4} の圧縮塑性ひずみとなる。さらに、 700°C 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^{-4} の圧縮塑性ひずみが存在した。冷却過程に入ると、 640°C 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°C 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°C 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^{-4} 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°C 以上の温度で増加し、冷却開始時には 28.50×10^{-4} 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^{-4} 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^{-4} 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°C 以上では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°C については、SUS304鋼は 500°C においても降伏応力は高く、ク

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い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⁵⁻¹⁶⁾。

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_d 、脱炭層に生じる応力を σ_d とすれば式(5-16)は

$$\sigma_r h_r + \sigma_d h_d + \sigma_b (h_b - h_d) = 0 \quad (5-39)$$

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

$$\sigma_d = \sigma_b \quad (5-40)$$

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。

$$\alpha_r \dot{T} + \dot{\epsilon}_r = \alpha_d \dot{T} + \dot{\epsilon}_d \quad (5-41)$$

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 $(\epsilon)_e$ 、塑性ひずみ $(\epsilon)_p$ とクリープひずみ $(\epsilon)_c$ の和で与えられるものとした。

$$\epsilon_r = (\epsilon_r)_e + (\epsilon_r)_p + (\epsilon_r)_c \quad (5-42)$$

$$\epsilon_d = (\epsilon_d)_e + (\epsilon_d)_p + (\epsilon_d)_c \quad (5-43)$$

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

$h_r/h_b=0.48$	$Q=67.9\text{kcal/mol}$
$G_d=7.08 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$	$m=6.9$
$K_d=64 \text{ kg/mm}^2$	$AG_d b D_0/k=1.06 \times 10^{30}/\text{sec}$
$n_d=0.2$	$dT/dt=0.5^\circ\text{C/sec (heating)}$
$\sigma_0=(14.5-0.025T) \text{ kg/mm}^2$	$=50^\circ\text{C/sec (cooling)}$
$\alpha_r-\alpha_b=4.0 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$	Hold time=25min

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^{-4} 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^{-4} 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

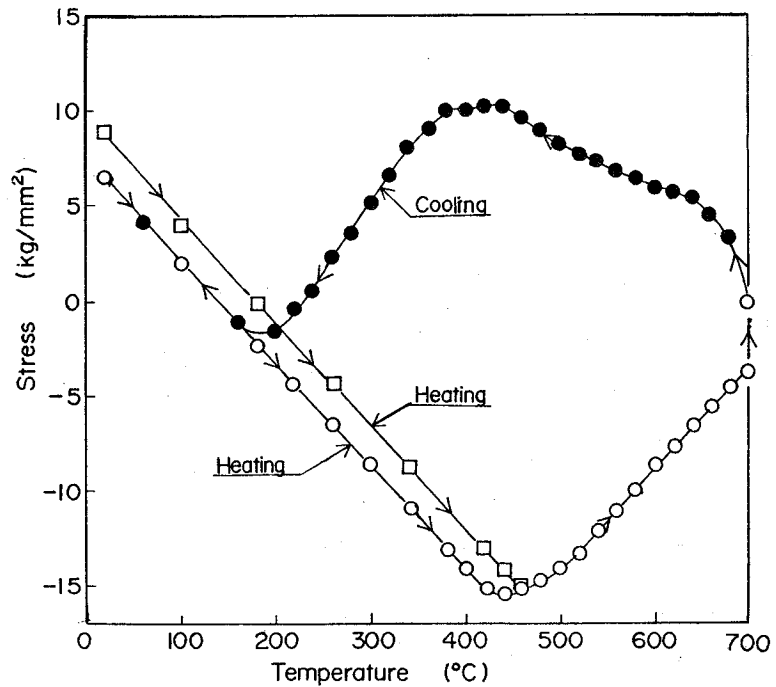


Fig. 5-64 Calculated stress in SUS304 during heating and cooling

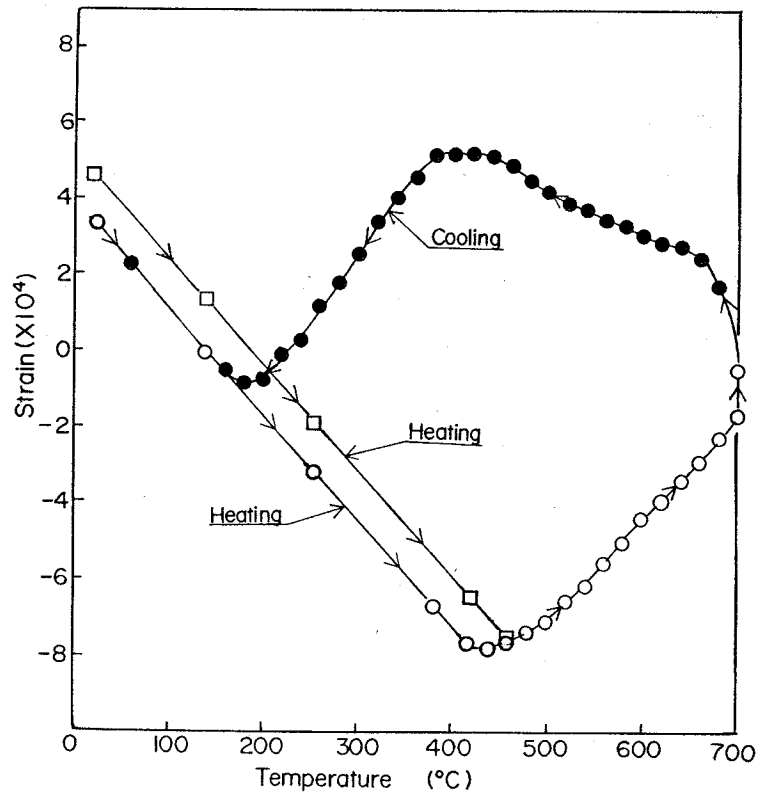


Fig. 5-65 Calculated elastic and plastic strain in SUS304 during heating and cooling

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. 5-67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。

Table 5-8 Parameters used in calculation(Titanium explosive clad steel)

$h_r/h_b=0.14$	$Q=51.9\text{kcal/mol}$
$G_r=4.55\times 10^3\text{ kg/mm}^2$	$m=5.3$
$K_r=156\text{ kg/mm}^2$	$AG_r bD_0/k=1.07\times 10^{30}/\text{sec}$
$n_r=0.5$	$dT/dt=0.5^\circ\text{C}/\text{sec (heating)}$
$\sigma_0=(25-0.038T)\text{ kg/mm}^2$	$=50^\circ\text{C}/\text{sec (cooling)}$
$\alpha_r-\alpha_b=-4.5\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$	Hold time=25min

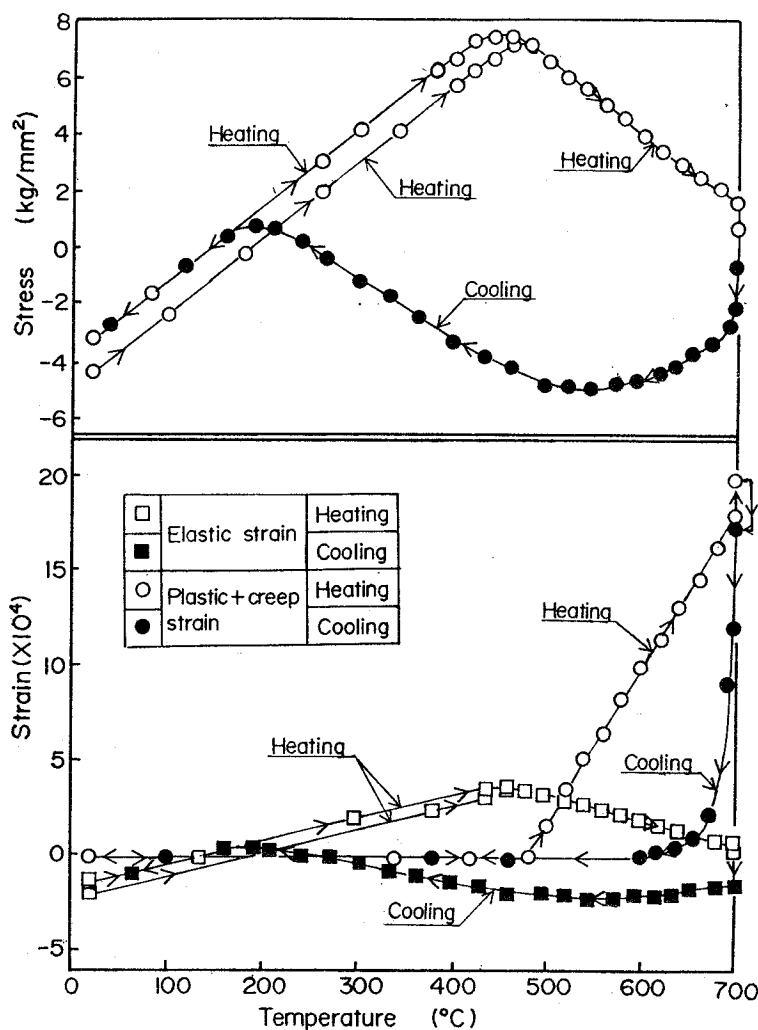


Fig. 5-66 Calculated stress and strain in decarburized band during heating and cooling

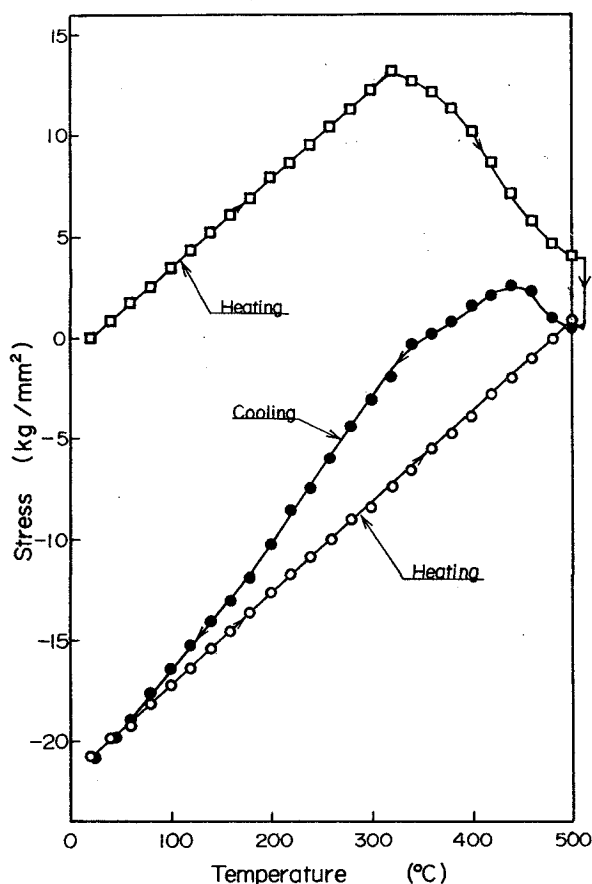


Fig. 5-67 Calculated stress in titanium during heating and cooling

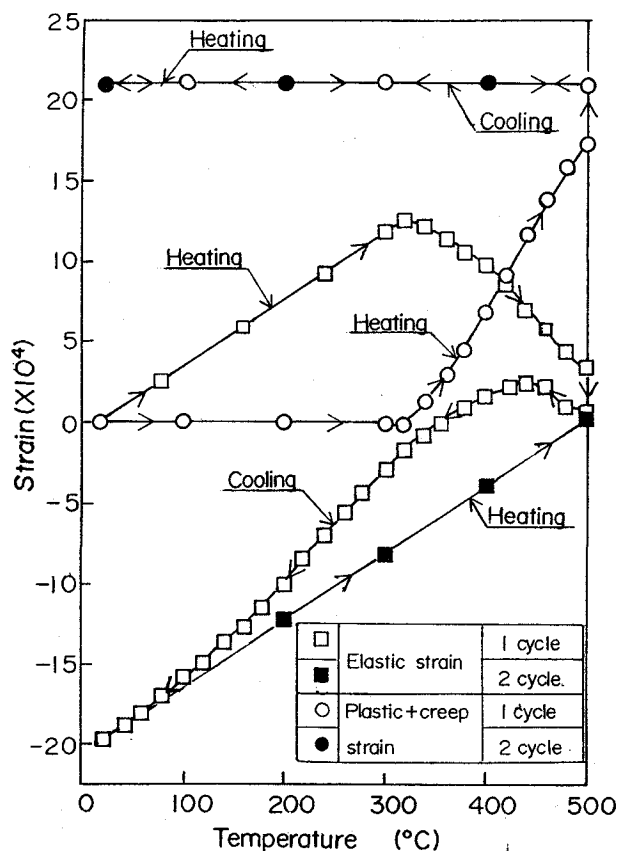


Fig. 5-68 Calculated elastic and plastic strain in titanium during heating and cooling

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°Cで13kg/mm²の最大値を示した後、降伏応力の低下および400°C以上でのクリープの影響により引張応力は減少し、500°C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°C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°C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°C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

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、熱伝導係数が高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。

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

Clad metal	T_{max} ℃	σ_{max} kg/mm ²	$T(\sigma_{max})$ ℃	σ_{min} kg/mm ²	$T(\sigma_{min})$ ℃	$\Delta \varepsilon$ (total)	Nf cycle
Aluminium	300	6.59	80	-4.25	160	33.85×10^{-4}	700
	400	6.54	100	-4.54	160	44.05×10^{-4}	311
	500	5.48	140	-5.76	140	58.46×10^{-4}	127
							138
Copper	400	13.58	160	-8.23	300	22.54×10^{-4}	400
	500	12.77	200	-11.75	260	33.78×10^{-4}	265
	600	12.46	180	-14.30	120	42.54×10^{-4}	233
	700	12.22	220	-16.54	20	54.54×10^{-4}	105
SUS304							118
	500	20.74	20	-5.35	500	13.45×10^{-4}	5995
	600	18.57	200	-10.18	600	19.64×10^{-4}	1363
	700	15.28	440	-14.89	460	28.37×10^{-4}	272
	*	10.35	460	-15.62	400	13.18×10^{-4}	
	**	7.14	460	-4.90	400	22.87×10^{-4}	
Titanium	400	1.80	400	-14.75	20	15.96×10^{-4}	5600
	500	2.49	500	-20.65	20	22.04×10^{-4}	2900

*: 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 $4\text{kg/mm}^2 \sim 6.5\text{kg/mm}^2$ 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/mm^2 から 16.54kg/mm^2 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まなうが、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まなうため、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、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

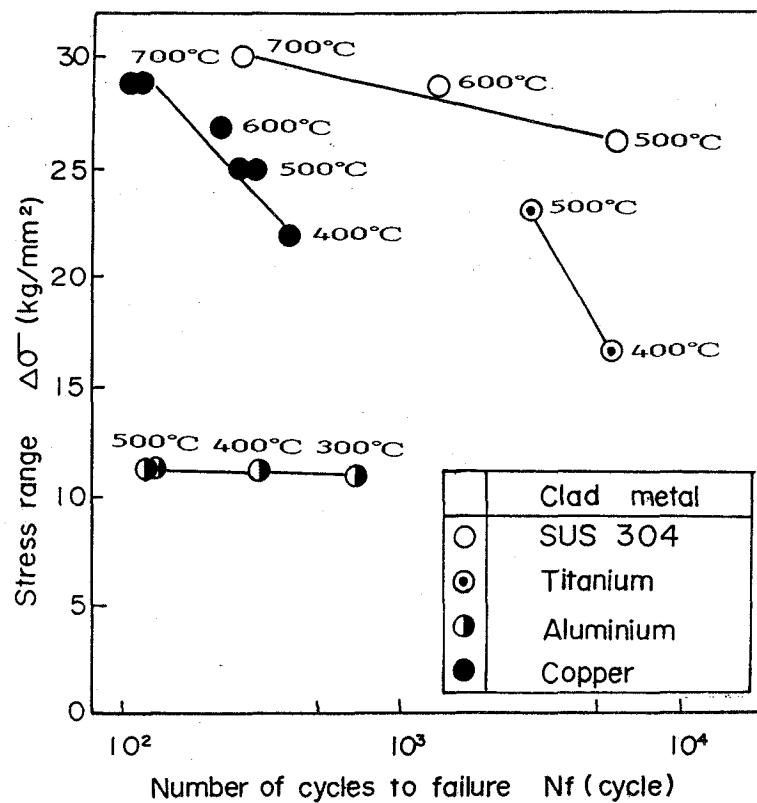


Fig. 5-69 Effect of calculated stress on number of cycles to failure

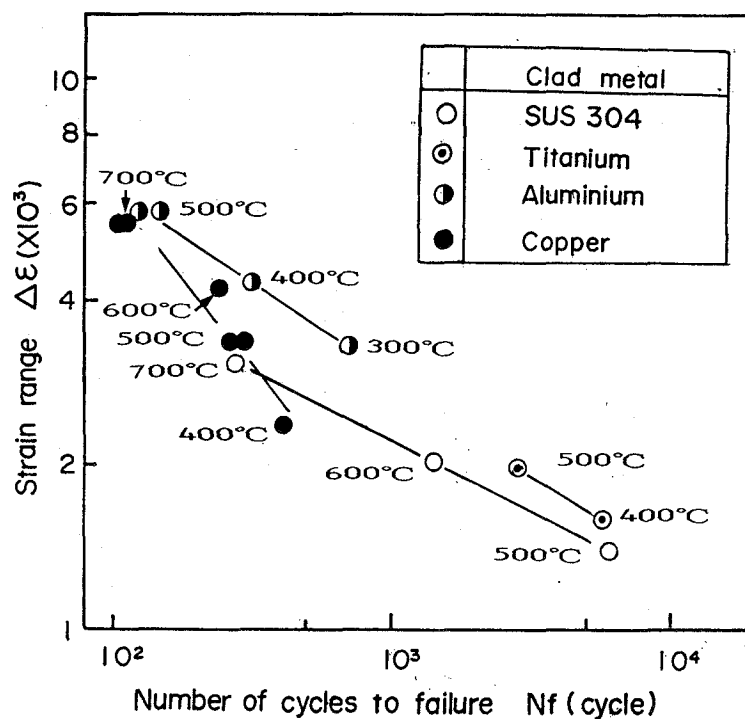


Fig. 5-70 Effect of calculated total strain on number of cycles to failure

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($\log \Delta \varepsilon_{total}$)と破損寿命($\log N_f$)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°C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°C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: I. 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 HANDBOOK Vol. 1 : Properties and Selection of Metal, AMERICAN SOCIETY FOR METALS(1961), 1197
- 5-14) METALS HANDBOOK Vol. 1 : Properties and Selection of Metal, AMERICAN SOCIETY FOR METALS(1961), 1007
- 5-15) METALS HANDBOOK 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 HANDBOOK 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上げ、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_7C_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Al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 $\theta(\text{FeAl}_3)$ 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、 Fe_2Ti 、 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 Fe_2Ti 、 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

- 1) 「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