

# 二相ステンレス鋼の超塑性現象を利用した固相接合

小 溝 裕 一\*・前 原 泰 裕\*

## Solid State Bonding of Superplastic $\delta/\gamma$ Duplex Stainless Steels with Similar and Dissimilar Ferrous Materials

Yuichi KOMIZO and Yasuhiro MAEHARA

### Synopsis :

Solid state bonding of superplastic  $\delta/\gamma$  duplex stainless steels with similar and dissimilar ferrous materials has been studied by means of hot compressive bonding test at temperatures ranging from 1 073 to 1 573 K in the  $N_2$  atmosphere. By using the superplasticity of duplex stainless steels, good bonding, in which the specimen is fractured in the base metal by room temperature tensile test, can be obtained in significantly short time, e.g., the critical time for the bonding at 1 373 K under a compressive stress of 19.6 MPa was 120 s in the case of similar bonding of as-hot rolled 25%Cr-7%Ni-3%Mo duplex stainless steels. In the vicinity of the bonding interface, fine microstructure is observed, indicating dynamic recrystallization due to superplastic deformation. The bonding ability is hardly deteriorated by increasing the surface roughness up to 100  $\mu\text{m}$  or by mixing  $O_2$  up to 0.5% in the  $N_2$  atmosphere, because of the easy adhesion or of easy breakage of the oxide film formed on the bonding interface. Bonding of the duplex stainless steels with other non-superplastic materials such as austenitic, ferritic stainless and low carbon steels can also be obtained. By using the superplastic duplex stainless steel sheets as insert materials, non-superplastic steels can easily be joined. The critical bonding time largely depends on the superplasticity of the insert materials such as the kind of steel or the prior treatment.

**Key words :** welding ; stainless steel ; interface ; plastic deformation ; solid state bonding ; superplasticity ; duplex stainless steel ; insert material.

## 1. 緒 言

近年、エネルギー関連産業、宇宙、航空機産業を始めとする種々の分野において、材料の新しい組立接合技術のひとつとして、固相接合法が注目されている<sup>1)~3)</sup>。固相接合は、被接合物を接触させるのみで溶融することなく接合する方法であり、接合部の組織が母材のそれから大きく変化しないという特徴がある。

一般に固相接合では接合面の原子面を格子間引力が働く距離にまで接近させる必要がある。しかし、現実の接合面には微視的な凹凸があり、酸化皮膜の介在も避け難く、接合面を接近密着させるのは容易ではない。そのため、接合面の粗さをできるだけ小さくし厳密な雰囲気制御を行っても、接合部での元素拡散によって空隙を埋めるためにはある程度の加熱と加圧が必要となり、接合に長時間を要する等の問題点がある<sup>4)~7)</sup>。

そこで、超塑性材料の優れた塑性流動性を利用するこ

とによつて短時間に固相接合を行おうとする試み（超塑性接合と呼ぶ）がある<sup>8)~15)</sup>。超塑性接合では被接合材同士の密着が容易に行え、塑性変形による表面皮膜の破壊とあいまつて、真の金属的接触面が短時間に得られ、極めて能率よく固相接合できることが期待される。既に $\alpha/\beta$ 二相超塑性 Ti 合金などでは、この超塑性接合方法が一部で実用化されている<sup>14)</sup>。

Fe 基合金においても、複層鋼材の製造や異種材料との接合等において超塑性接合法の有用性が期待されるが、超塑性接合についての報告例は極めて少ない<sup>10)</sup>。本報告では優れた超塑性を示すことで最近注目されている $\delta/\gamma$ 二相ステンレス鋼<sup>16)~22)</sup>を用いた超塑性接合法について検討することにした。

## 2. 実 験 方 法

超塑性伸びの異なる三種類の二相ステンレス鋼と炭素鋼、及び AISI 316 オーステナイト系ステンレス鋼と

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 8 月 10 日受付 (Received Aug. 10, 1987)

\* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	W	N
P1	0.015	1.69	3.22	0.005	0.002	4.06	18.52	—	1.18	—	0.0094
P2	0.025	0.40	0.76	0.032	0.002	6.80	24.53	2.75	0.43	0.28	0.154
P3	0.020	0.42	1.56	0.022	0.001	5.50	21.90	2.77	—	—	0.138
C	0.09	0.43	1.67	0.012	0.006	—	—	—	—	—	0.0068
D	0.018	0.58	1.36	0.019	0.004	12.48	16.41	2.41	—	—	0.051
E	0.069	0.33	0.63	0.023	0.007	0.10	16.06	—	—	—	0.026

AISI 430 フェライト系ステンレス鋼を用いて超塑性接合法について検討した。供試材の化学成分を Table 1 に示す。実験室の高周波炉で溶解して得た 500 N 鋳塊を熱間鍛造と熱間圧延によつて厚さ 12 mm の鋼板とした。P1~P3 鋼の一部についてはさらに厚さ 6 mm まで冷間圧延した。P1~P3 鋼の熱間圧延材と冷間圧延材より平行部の直径 4 mm、長さ 8 mm 丸棒引張試験片を圧延方向と平行に採取し、容量 20 kN のインストロン型引張試験機に取り付けた炉中で 1000~1400 K に加熱した。300 s 均熱化保持の後初期歪み速度 ( $\dot{\epsilon}$ )  $10^{-4}$ ~ $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  で破断まで等温変形し、超塑性挙動について比較検討した<sup>22)</sup>。

接合実験には上述の熱間圧延材より平行部の直径 12 mm、長さ 180 mm の丸棒試験片を二分した 90 mm 長さのものを採取した。その後つかみ部と反対側の端面(接合面)の表面粗さが 10 点平均粗さ (JIS B-0601) で 6  $\mu\text{m}$  となるように調整し、一部については表面粗さの影響を調べる目的で鏡面 ( $\sim 0.5 \mu\text{m}$ ) から 100  $\mu\text{m}$  まで変化させた。接合実験方法を模式的に Fig. 1 に示す。丸棒試験片を二分した種々の組合せの一对をつき合せ、0~19.6 MPa の所定の圧縮力を加えながら高周波誘導加熱によつて 1073~1573 K の所定の温度に 15 s かけて加熱した (昇温速度にして  $\sim 85 \text{ K s}^{-1}$ )。その後 0~960 s の時間等温保持した。均熱帯は接合界面を含む約 10 mm 長であった。実験は  $\text{N}_2$  ガスで置換したチャンバー内で行ったが、一部については  $\text{N}_2$  と  $\text{O}_2$  ガスを所定の量ずつ混合させたガス雰囲気中에서도行いその影響を調べた。試験終了後ただちに応力を除荷、試験片に  $\text{N}_2$  ガスを直接噴射することによつて室温まで約  $40 \text{ K s}^{-1}$  の冷却速度で急冷した。また一部上述の二相ステンレス鋼の冷間圧延材に 1373 K 溶体化と冷間圧延を繰り返して施し、最終的な冷間加工度が 50% となるように調整した厚さ 0.5 mm の冷間圧延板としたもの、及び熱間圧延材より切り出した 0.5 mm 厚さの薄板を炭素鋼 (C 鋼) 同士の間インサート材として配して接合実験を行った。

接合した試験片より、平行部の直径 6 mm、長さ 10 mm の引張試験片を再加工し、インストロン型引張試験

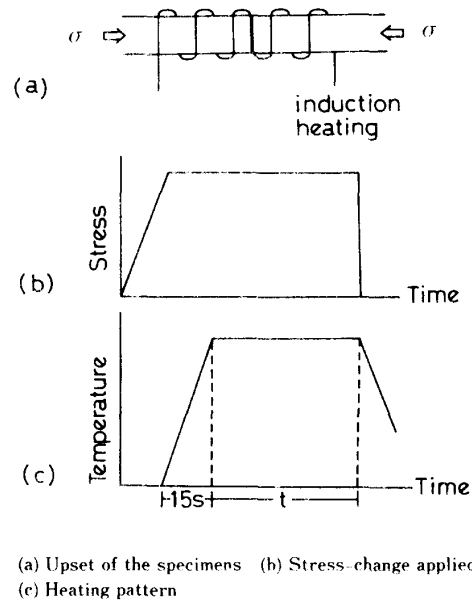


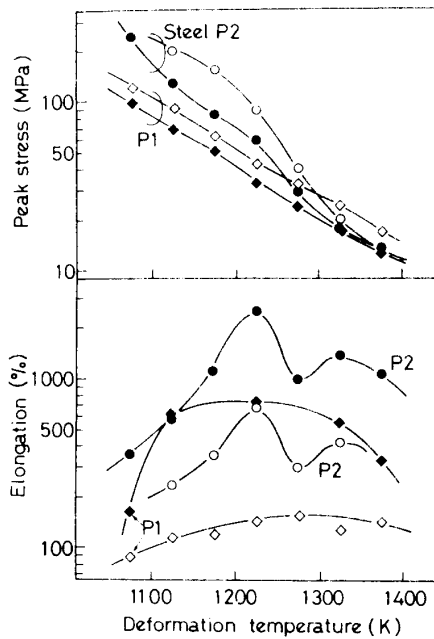
Fig. 1. Schematic illustrations showing experimental procedure of solid state bonding.

機を用いて室温における引張性質を調べた。破断した試験料の破壊形態を走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。一部については接合ままの状態、接合界面を含む縦断面の組織を光学顕微鏡と透過型電子顕微鏡 (TEM) によつて観察した。TEM 観察には双ジェット法とイオンシニング法を併用して薄膜試料を作成した。接合界面近傍の主な合金元素の分配状況や析出物の同定には TEM 内電子線回折の他、STEM-EDX モードによる X 線分析も併用した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 超塑性の比較

Fig. 2 に  $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で変形したときの P1, P2 鋼の引張性質の温度変化を示す。P2 鋼の冷間加工材では 1220 K と 1320 K 近傍に伸びの極大が見られる。低温側の極大は  $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$  の共析反応が変形中に起こり、変形のほとんどが  $\gamma/\sigma$  二相状態で、高温側のそれは  $\delta/\gamma$  二相状態が維持されたままで起こる現象に対応したものである<sup>20)~22)</sup>。P2 鋼の低温域 ( $\leq 1250 \text{ K}$ ) での伸び上昇は上記共析反応によるものである<sup>21)22)</sup>。



Open : Initially hot rolled Filled : Initially cold rolled

Fig. 2. Variation of tensile properties with deformation temperature in steels P1 and P2 deformed at an initial strain rate of  $2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

このように高 Cr, 高 Mo の超塑性変形中には  $\sigma$  相が容易に動的析出し, それを利用した超塑性の発現も可能である<sup>20)~22)</sup>が, Fig. 2 に示すように変形応力が高く, またそのままでは室温近傍に降温したときの  $\sigma$  脆化の問題もある<sup>23)</sup>. そこで, 今回は  $\sigma$  相の析出が起こる可能性のない<sup>22)</sup> P1 鋼においても,  $\delta/\gamma$  二相状態が維持され, 変形抵抗も低い高温域で以後の接合試験を行うことにした.

3.2 接合性に及ぼす諸因子の影響

3.2.1 同種二相ステンレス鋼同士の接合

P2 鋼の熱間圧延材同士を用いて, 負荷応力を 19.6 MPa, 保持時間を 120 s とし, 接合温度を 1173 K から 1573 K まで変えて接合させた試験片の外観を Photo. 1 に示す. 温度の上昇に伴って接合部の半径方向へのはり出し変形が大きくなっている. 接合材より再加工した試験片を用いた室温での引張性質の接合温度変化を Fig. 3 に示す. 1273 K 以上で接合させたものの強度は高く, 伸びも大きくなっている. しかし母材破断する接合強さが得られるのは 1373 K 以上であり, 1273 K では 1173 K 以下と同様に接合界面で破断していた. P3 鋼においてもほぼ同様な結果が得られた.

Fig. 4 は P2 鋼同士の接合性に及ぼす加圧力の影響を 1373 K で 120 s 保持して調べたときの結果を示す. 加圧力が 4.9 MPa および 9.8 MPa でも十分な接合強度が

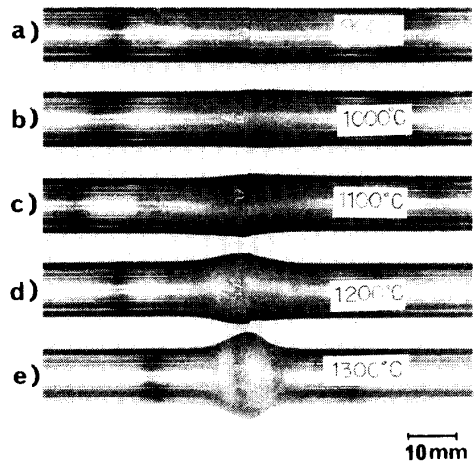
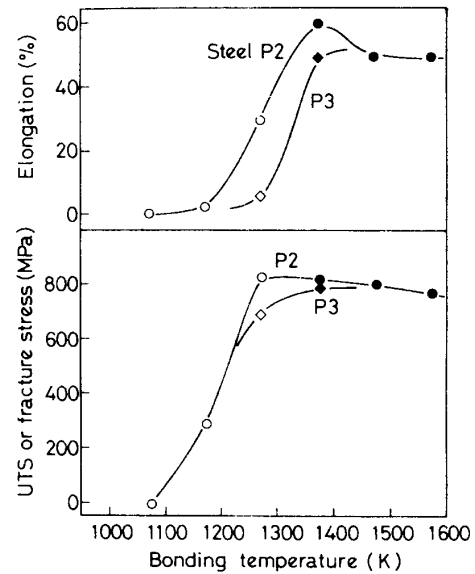


Photo. 1. Appearance of steel P2/P2 specimens bonded by an upset stress of 19.6 MPa for 120 s at a) 1173, b) 1273, c) 1373, d) 1473 and e) 1573 K.

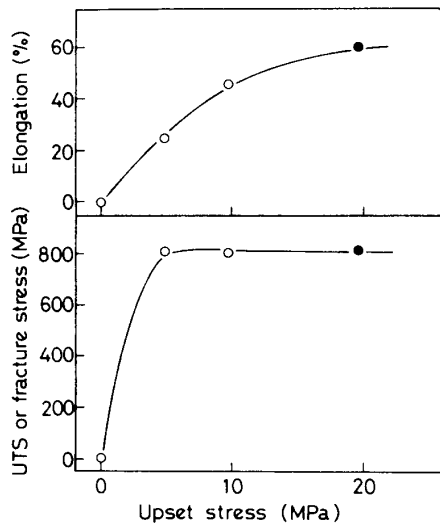


Open : Fractured at bonding interface Filled : Fractured in base metal

Fig. 3. Effect of bonding temperature on the room temperature tensile properties; steel P2/P2 and P3/P3 specimens bonded by an upset stress of 19.6 MPa for 120 s.

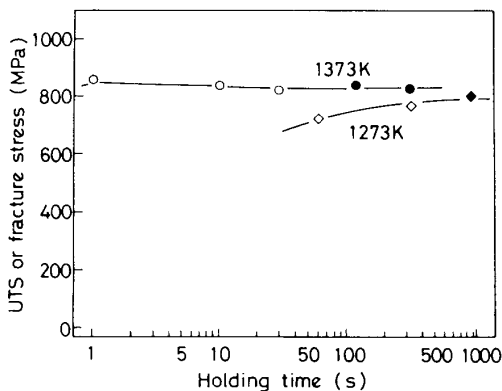
得られているが, 母材破断し十分な伸びを得るには 19.6 MPa 程度の加圧力が必要と判断される. Fig. 5 にはやはり P2 鋼同士の接合性に及ぼす保持時間の影響を 1273 K と 1373 K において加圧力 19.6 MPa として調べた結果を示す. いずれも十分な接合強度が得られているが, 母材破断するようになるには 1373 K では 120 s, 1273 K では 1000 s 程度の保持が必要ながわかる.

Fig. 6 には接合面の表面粗さを変化させ, 1373 K,



Open : Fractured at bonding interface  
Filled : Fractured in base metal

Fig. 4. Effect of upset stress on the room temperature tensile properties in steel P2/P2 specimens bonded at 1 373 K for 120 s.



Open : Fractured at bonding interface  
Filled : Fractured in base metal

Fig. 5. Variation of UTS or fracture stress at room temperature of steel P2/P2 specimens bonded by an upset stress of 19.6 MPa with holding time at 1 273 and 1 373 K.

加圧力 19.6 MPa, 保持時間 120 s における接合性を調べた結果を示す。この条件ではいずれも十分な接合性が得られており、接合界面がかなり粗くても接合可能なのことがわかる。接合試験時のチャンバー内の雰囲気を N<sub>2</sub> 中に O<sub>2</sub> ガスを混合させて変えたときの接合性との関係を Fig. 7 に示す。表面粗さを 6 μm とし、それ以外の接合条件は Fig. 6 の場合と同様である。大気中では十分な接合強度が得られなかつたものの、5% O<sub>2</sub> 混入時にも十分な接合強度が得られ、0.5% 以下では母材破断するような良好な接合性が得られた。

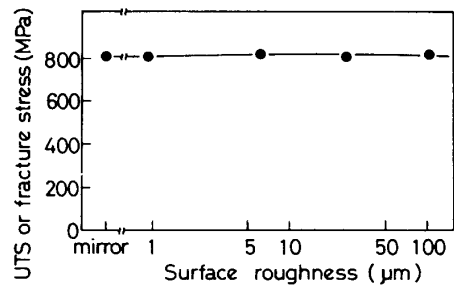


Fig. 6. Effect of roughness of initial bonding interface on the room temperature tensile properties in steel P2/P2 specimens bonded by an upset stress of 19.6 MPa at 1 373 K for 120 s. All specimens were fractured in the base metal.

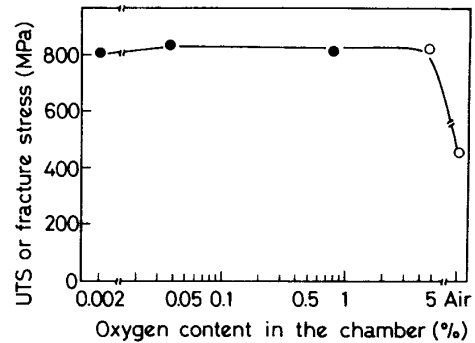


Fig. 7. Variation of room temperature tensile properties of steel P2/P2 specimens bonded by an upset stress of 19.6 MPa at 1 373 K for 120 s with oxygen content in the chamber. The atmosphere was controlled by using N<sub>2</sub> and O<sub>2</sub> gas.

### 3・2・2 異材との接合性

P1, P2 両鋼の熱間圧延材と P3 鋼, C 鋼 (炭素鋼), オーステナイト系ステンレス鋼である D 鋼およびフェライト系ステンレス鋼である E 鋼との接合試験を、19.6 MPa の加圧力をかけ、1 373 K で 120 s 保持して行つた。室温における接合強度を Fig. 8 にまとめた。P2/P3, P2/C, P2/D あるいは P1/C 鋼の組合せでは母材破断するような接合性が得られたが P2/E, P1/D, P1/E の組合せでは強度は十分であつたものの界面破断しており、母材破断する接合性を得るにはさらに最適な条件の選定が必要である。母材破断していても C 鋼や D 鋼との組合せでは強度が低く、E 鋼との組合せで強度が高いのは母材強度の差に起因するものである。

超塑性を示す二相ステンレス鋼と異材との接合が可能であることが確認されたので、二相ステンレス鋼をインサート材とした炭素鋼同士の接合性について検討した。同様に 19.6 MPa の加圧力をかけ、1 373 K で 120 s 保

持した後の室温での引張性質に及ぼす保持時間の影響を Fig. 9 に示す. 冷間圧延した P2 鋼をインサート材とした場合, わずか 10 s の保持でも母材破断するような良好な接合性を示している. これに対し, 冷間圧延した P1 鋼では 30 s, 熱間圧延のままの P1 鋼では 300 s もの長時間保持を行わないと良好な接合性は得られなかった.

3.3 接合部の組織と破壊形態

P2 鋼の熱間圧延まま材同士を加圧力と温度を種々変

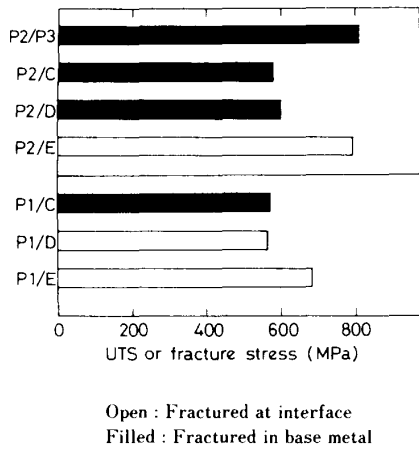
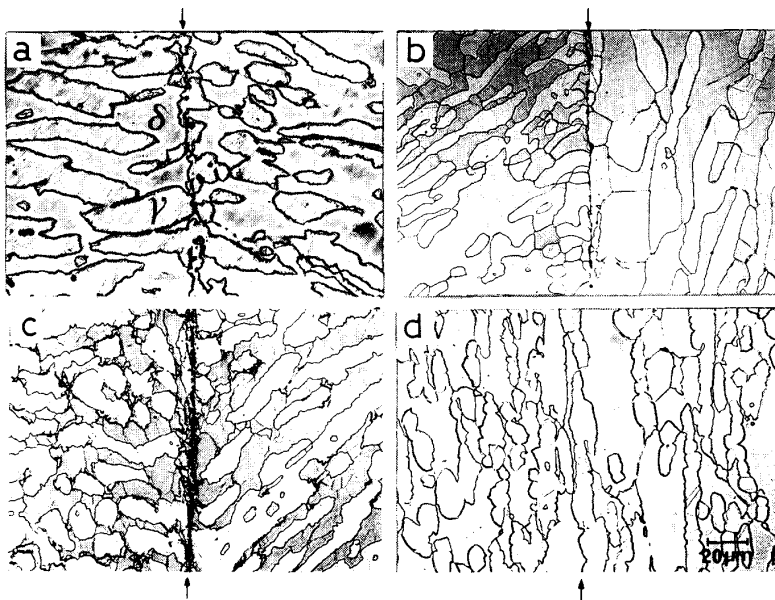


Fig. 8. Ultimate tensile strength or fracture stress at room temperature of steels P2 and P1 bonded with various steels by an upset stress of 19.6 MPa at 1 373 K for 120 s.



a : 19.6 MPa, 1 373 K    b : 0 MPa, 1 373 K  
c : 19.6 MPa, 1 173 K    d : 19.6 MPa, 1 473 K

Photo. 2. Microstructures on the longitudinal cross section of steel P2/P2 specimens bonded for 120 s. The upset stress and bonding temperature were given above.

えて接合させた試験片の接合界面を含む縦断面の顕微鏡組織を Photo. 2 に示す. 保持時間はいずれも 120 s である. 1 373 K で 19.6 MPa の加圧力をかけ良好な接合性が得られた Photo. 2a ではポイドも認められない. ここで接合界面近傍の組織が著しく微細化していることに注目しておく必要がある. これに対し, 同温度で加圧力を下げた b では接合界面近傍の組織の微細化も十分起こっておらず, ポイドが認められる. また加圧力を Photo. 2a と同じ 19.6 MPa として温度を下げた c でもまだ多数のポイドが接合界面に沿って残存しており, 十分な接合性が得られていないことがわかる. P2 鋼において  $\sigma$  相が最も析出しやすい温度である 1 173 K においてもこの条件下では  $\sigma$  相の析出は認められず,  $\delta/\gamma$  二相状態が維持されており, Fig. 2 の場合とは異なる. これは熱間加工材では冷間加工材に比べて  $\sigma$  相の析出に 1 桁以上長い時間を要することによる<sup>24)</sup>. 接合温度を 1 473 K と上げた d では十分な接合が認められるものの組織が母材のそれよりもかなり粗大化していた.

Photo. 3 には, やはり P2 鋼同士を 19.6 MPa の加圧力をかけて 1 273 K で 60 s, 及び 1 373 K で 300 s 保持した後, 室温で引張破断した試料の破面を示す. 前者では接合用試験片のつき合せ端面上の機械加工時の凹部に沿う未接合部が同心円状に残存しており (Photo. 3

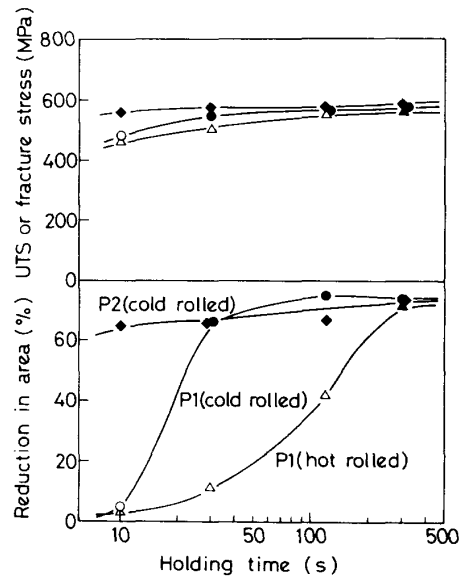
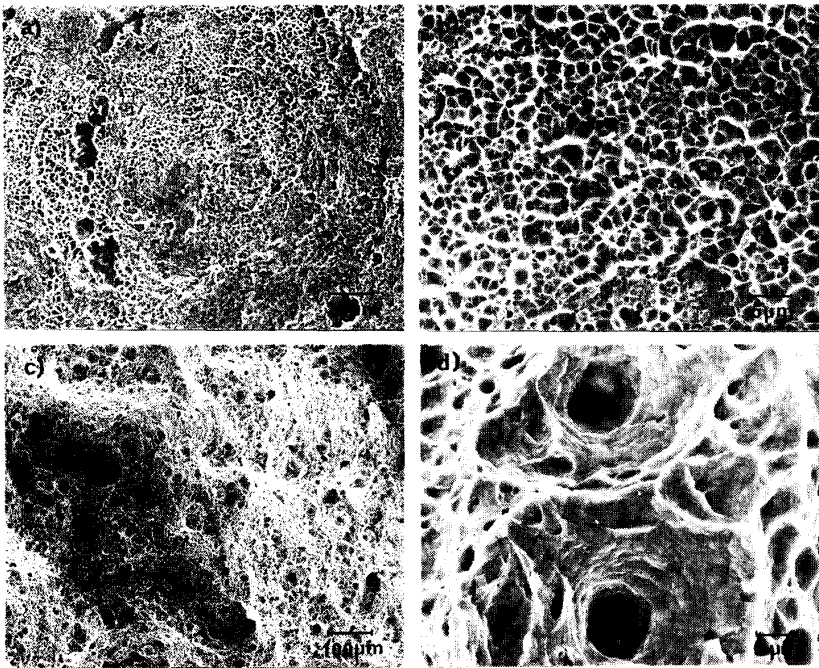


Fig. 9. Variation of room temperature tensile properties with holding time at 1 373 K in the carbon steel (C) joining. The cold rolled or hot rolled steel P1 or P2 sheet was used as the insert material, and the upset stress was 19.6 MPa.

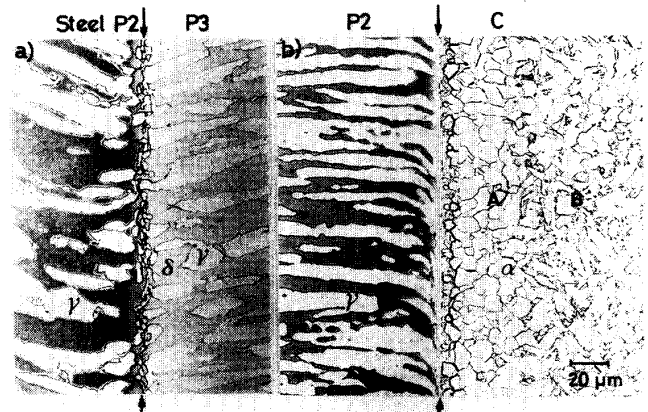


a) b) : Held at 1 273 K for 60 s  
(fractured at bonding interface)  
c) d) : Held at 1 373 K for 300 s  
(fractured in base metal)

Photo. 3. Fracture surfaces of steel P2/P2 specimens; bonded by an upset stress of 19.6 MPa, and fractured at room temperature.

a)), 接合界面で破断したために少ない変形で最終破断に到っており, その破面は浅いディンプルを呈している (Photo. 3 b)). これに対し, 母材破断した Photo. 3 c), d) では完全な粒内延性破壊が認められる。

P2 と P3 鋼及び P2 と C 鋼を 19.6 MPa の加圧力をかけて 1 273 K で 300 s 保持し, 母材破断するような良好な接合性が得られた試料の縦断面の顕微鏡組織を Photo. 4 a), b) に示す. 二相ステンレス鋼同士の接合では Photo. 2a と同様な接合界面に沿う領域の組織の微細化が認められた (Photo. 4 a)). 炭素鋼との接合においても二相ステンレス鋼側の接合界面近傍の組織の微細化が認められ, 炭素鋼側での組織変化も著しい (Photo. 4 b)). すなわち界面近傍のフェライト ( $\alpha$ ) の微細化に加え, 炭化物が混在しない領域 (Photo. 4 b) の領域 A) が界面より約 30  $\mu\text{m}$  の幅で存在し, 本来の母材の組織 (領域 B) につながっている. この結果は接合界面を通しての C を始めとする元素移動と関連した現象と考えられ, TEM 及び STE-EDX モードを併用した X 線分析により詳細に検討した. 結果の一例を Photo. 5 に示す. この場合 P2 鋼の  $\gamma$  粒と C 鋼の  $\alpha$  粒が接合しており, 初期界面を挟んだ P2 鋼側には P2 鋼の平均 Cr, Ni 量よりかなり低いマルテンサイトが生成していた. Cr や Ni のような重い元素も接合界面を通してかなりの量移動しており, 軽い C や N の移動量はそれよりも桁違いに大きいものと考えられる. しかしながらこの条件下においては  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  等の析出は全く認められなかった.



a) Steel P2/P3 b) Steel P2/C  
b) is a composed photograph due to different etching conditions in the left and right sides

Photo. 4. Microstructure on the longitudinal cross section of dissimilar specimens bonded by an upset stress of 19.6 MPa at 1 273 K for 300 s.

#### 4. 考 察

固相接合過程における接合機構は単純ではなく, 複数の機構が働いていると考えられる<sup>25)</sup>. 圧接力をほとんど加えない拡散接合に比べて塑性変形を伴うような力を加えた場合の方が高い接合能率が得られるのは明らかである. この過程は超塑性による優れた塑性流動を利用することによって加速され, さらに短時間の接合が可能となる. Fig. 9 に示した結果から, 母材破断するための最小保持時間を臨界接合時間とすると, Fig. 10 に示す

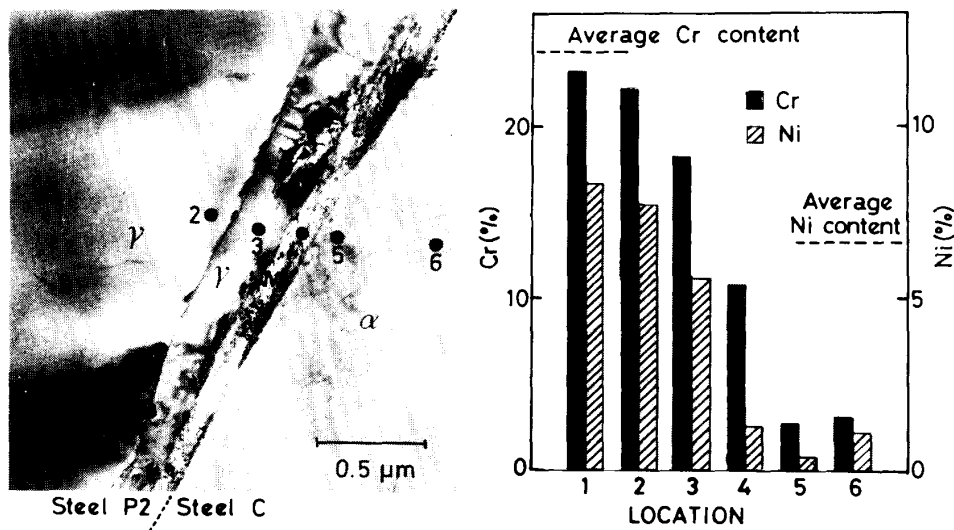


Photo. 5. Diffusion of alloying elements through bonding interface and phase change of steel P2/C specimen bonded by an upset stress of 19.6 MPa at 1 373 K for 120 s. Location numbers correspond to those in the TEM micrograph.

ように超塑性材料としての性能が優れたものほど短時間に接合できることが確認された。これは接合界面の密着性に関連したものと考えられ、接合界面近傍では超塑性変形した後に特徴的に見られる<sup>20)~22)</sup>再結晶組織が観察された (Photo. 2, 4)。これらの結果は接合のように圧縮力が働く場合にも高温引張試験で見られる超塑性挙動が現れていることを示している。上述の塑性流動による密着性は単純に考えると材料のもつ強度が低いほどよいように思われる。しかし、例えば超塑性二相ステンレス鋼とオーステナイト系ステンレス (D) 鋼との接合において P1 鋼との接合は十分でなかつたにもかかわらずそれよりも高温強度の高い P2 鋼との接合が可能であったこと、及び 1 300 K 近傍で二相ステンレス鋼よりも軟らかく、もちろん D 鋼よりも圧倒的に軟らかいフェライト系ステンレス (E) 鋼と P1, P2 鋼との接合が困難であった (Fig. 8) ことから、材料の強度はそれほど本質的でなく、超塑性材の塑性流動性こそが重要であると思われる。超塑性変形は接合界面に沿う約 10  $\mu\text{m}$  幅に限定して起こっており (Photo. 2, 4)、その歪み速度は明らかでないが、組織変化から  $10^{-2}$ ~ $10^{-3}$   $\text{s}^{-1}$  になっていたものと予想される<sup>21)</sup>。

通常の超塑性材料を用いない固相接合においては、接合面の表面粗さが大きくなると、生成するボイドが粗大化して接合の初期過程における密着化に長時間を要することが知られている<sup>25)</sup>が、本法では少なくとも 100  $\mu\text{m}$  粗さまではほとんど関係なく接合可能なことが明らかとなった。この事実も超塑性流動によつて界面の凹凸が容

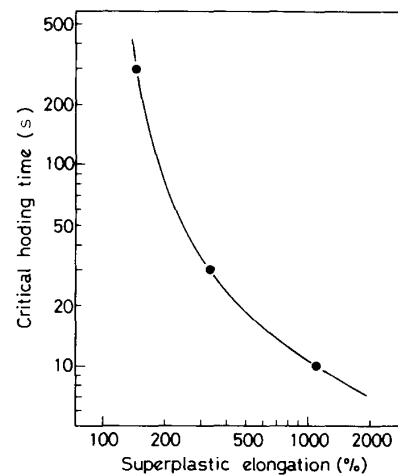


Fig. 10. Relationship between superplasticity and bonding ability. Superplastic elongations are those at 1 373 K at  $\dot{\epsilon} = 2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  deduced from Fig. 3, and critical holding time is that necessary for the sufficient joining of carbon steel by using the superplastic duplex stainless steel insert, which was deduced from Fig. 9.

易に埋められることに起因するものであろう。また、接合雰囲気は接合面の酸化に影響をおよぼし、酸化皮膜を形成すると原子の拡散現象を阻害し、接合性を悪くすると報告されている<sup>26)27)</sup>。そのため、通常の固相接合では  $10^{-1}$  Pa 程度の真空度が要求されている。本法では、0.5% の  $\text{O}_2$  が混入しても遜色のない接合性が得られ、あまり真空度によらないことが明らかとなった。これは超塑性による塑性流動によつて酸化皮膜が容易に破れる

ためと考えられる。以上のように、Fe 基合金である超塑性二相ステンレス鋼においてもその塑性流動性を利用することによつて能率よく固相接合が行えることが明らかとなった。しかしながらその接合機構の詳細を明らかにするには到らず、今後の検討を待たねばならない。

次に異材接合時の元素拡散について考える。P2 鋼と C 鋼とを接合した材料において大きな元素移動が起こっていることが確認された (Photo. 4 b), Photo. 5)。炭素鋼側に約 30  $\mu\text{m}$  の脱炭層 (Photo. 4 b) の A) があることから明らかなように、C は接合界面を通して C 含有量の低い P2 鋼側へ拡散し、原子番号の大きい Cr や Ni も  $\sim\mu\text{m}$  程度拡散している (Photo. 5)。これに伴い接合界面近傍には別の相が出現することもある。Photo. 5 に見られるマルテンサイト (M) はその Cr, Ni 濃度とシェフラーダイヤグラムから当然予想されるものであるが、非常に薄く材料の延性に悪影響を及ぼすようなものではない。C の二相ステンレス鋼側への移動によつて  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  の析出も懸念されたが、調べた範囲では検出されなかつた。これは接合後の冷却速度が大きく、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$  の析出温度域である 1100~1200 K 付近を速く通過したためと考えられる<sup>28)</sup>。また特に P2 鋼においては  $\delta/\gamma$  二相状態が維持される高温域での接合であつてもその後の冷却速度いかんでは  $\sigma$  相の析出も起こり得るので、接合部の性質の確保という意味において接合後の冷却速度制御も重要な問題とならう。

## 5. 結 論

二相ステンレス鋼の超塑性を利用した、同種材及び異種鉄系材料との超塑性接合法について検討した。明らかとなった主な事柄は以下のようである。

(1) 適当な接合条件 (温度, 保持時間, 加圧力) を選ぶことにより, 極めて短時間, 例えば  $\text{N}_2$  中における熱間圧延まの 25%Cr 系二相ステンレス鋼同士の接合では, 1373 K で 19.6 MPa の力を加えたときの臨界接合時間は 120 s で, 母材破断する接合性が得られた。

(2) 接合界面近傍の組織は接合時の超塑性変形によつて著しく微細化する。

(3) 接合性は接合面の粗さにあまり影響されず, 100  $\mu\text{m}$  までの粗さでも鏡面仕上げ時 (0.5  $\mu\text{m}$  粗さ) とほとんど変わらなかつた。

(4) 炭素鋼やオーステナイト系ステンレス鋼との接合においても良好な接合性が得られ, インサート材として用いることによつて炭素鋼同士の接合も容易に行えることがわかつた。

(5) この場合, 接合に要する時間はインサート材の超

塑性挙動に大きく依存し, 大きな超塑性伸びの得られる鋼種あるいは前処理条件のものほど短時間での接合が可能であつた。

(6) 以上のような優れた接合性は, 超塑性のもつ優れた塑性流動性に起因するものと考えられ, その雰囲気にかんりの  $\text{O}_2$  ガスを混入させても酸化皮膜が容易に破れるので  $\text{N}_2$  中と変わらない接合性が得られる。

## 文 献

- 1) 圓城敏男: 溶接学会誌, **50** (1981), p. 335
- 2) 大前 堯, 深谷保博: 溶接学会誌, **50** (1981), p. 343
- 3) 橋本達哉, 田沼欣司: 溶接学会誌, **41** (1972), p. 19
- 4) P. M. BARTLE: *Metal Const. & Brit. Weld. J.*, **16** (1969), p. 241
- 5) 大橋 修, 橋本達哉: 溶接学会誌, **45** (1976), p. 295
- 6) 大橋 修, 橋本達哉: 溶接学会誌, **45** (1976), p. 485
- 7) 圓城敏男, 池内建二, 秋川尚史: 溶接学会誌, **51** (1982), p. 1028
- 8) H. HAMILTON: *Proc. 2nd Int. Conf. on Titanium*, New York (1973), p. 625
- 9) E. D. CALIGIURI and G. W. STACHER: *Met. Prog.*, **33** (1977), p. 111
- 10) O. D. SHERBY, J. WADSWORTH, R. D. CALIGIURI, L. E. EISELSTEIN, B. C. SNYDER and R. T. WHALER: *Scr. Metall.*, **13** (1979), p. 941
- 11) T. ENJO, K. IKEUCHI, N. AKIKAWA and M. ITO: *Proc. 4th Int. Conf. on Titanium*, Kyoto (1980), p. 1097
- 12) 圓城敏男, 池内建二: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 959
- 13) 大橋 修, 橋本達哉: 溶接学会誌, **49** (1980), p. 24
- 14) J. R. WILLIAMSON: *Superplastic Forming of Structural Alloys*, ed. by N. E. PATON and C. H. HAMILTON (1982), p. 291 [AIME, New York]
- 15) J. PILLING, D. W. LIVESSEY, J. B. HAWKLAND and N. RIDLEY: *Met. Sci.*, **18** (1984), p. 117
- 16) H. W. HAYDEN, R. C. GIBSON, H. MERRICK and J. H. BROPHY: *Trans. ASM*, **60** (1967), p. 3
- 17) H. W. HAYDEN and J. H. BROPHY: *Trans. ASM*, **61** (1968), p. 542
- 18) H. W. HAYDEN, S. FLOREEN and P. D. GOODEL: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 833
- 19) G. I. SMITH, B. NORGATE and N. REDLEY: *Met. Sci.*, **10** (1976), p. 182
- 20) Y. MAEHARA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **25** (1985), p. 69
- 21) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: *Metall. Trans. A*, **18** (1987), p. 663
- 22) Y. MAEHARA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), p. 705
- 23) Y. MAEHARA, Y. OHMORI and T. KUNITAKE: *Met. Technol.*, **10** (1983), p. 296
- 24) Y. MAEHARA, N. FUJINO and T. KUNITAKE: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **23** (1983), p. 247
- 25) 西口公之, 高橋康夫: 溶接学会論文集, **3** (1985), p. 303
- 26) 圓城敏男, 池内建二, 秋川尚史: 溶接学会誌, **51** (1982), p. 272
- 27) 大橋 修, 田沼欣司, 木村 隆: 溶接学会論文集, **4** (1986), p. 53
- 28) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **24** (1984), p. 60