銅—50質量%タングステン焼結合金と無酸素銅との摩擦圧接*

—継手の引張強さに及ぼすタングステン含有量の影響—

有年雅敏**, 沖田耕三**, 圓城敏男***, 池内建二***

Friction Welding of Copper-50 Mass% Tungsten Sintered Alloy to Oxygen Free Copper*

—Effect of Tungsten Content on Tensile Strength of Joint—

by Masatoshi Aritoshi**, Kozo Okita**, Toshio Enjo*** and Kenji Ikeuchi***

In order to investigate effects of tungsten (W) content on the friction welding of copper-tungsten sintered alloy (Cu-W alloy) to oxygen free copper (OFC), the tensile strength of joints between Cu-50%W alloy and OFC obtained under various welding conditions has been compared with that of the joint between Cu-70%W alloy and OFC which was reported in a previous paper. The strength of Cu-50%W/OFC joint and Cu-70%W/OFC joint was increased with rise in forge pressure P_2 , and saturated at P_2 above 250 MPa. At P_2 above 150 MPa, however, the tensile strength of the Cu-50%W/OFC joint was considerably lower than that of the Cu-70%W/OFC, though both the axial displacement and friction torque during the welding for the former were much larger than those of the latter. On the tensile test, fracture of the Cu-50%W/OFC joint welded at P_2 above 150 MPa was initiated in the Cu-W alloy adjacent to the weld interface and propagated along the weld interface, while the Cu-70%W/OFC joint was fractured in the heat affected zone of the OFC. In the Cu-50%W/OFC joint, the W content of the Cu-W alloy adjacent to the weld interface was increased significantly compared with that of the base metal, and cracks were formed in the region where the W content was increased. It is considered that these cracks were responsible for the initiation of fracture in the Cu-50%W alloy next to the weld interface and for the lower strength of the Cu-50%W/OFC joint than that of the Cu-70%W/OFC joint. The increase in the W content and the formation of the crack became more remarkable with the increase in axial displacement during the welding, suggesting that these were caused by the plastic deformation of the Cu-50%W alloy during the welding. The formation of the crack was avoided by decreasing the amount of the plastic deformation of Cu-50%W alloy, i.e., by increasing the friction speed and decreasing friction and forge pressure.

Key Words: Copper-Tungsten Sintered Alloy, Oxygen Free Copper, Friction Welding, Tungsten Content, Crack, Joint Strength, Fractography, Deformation at Elevated Temperature

1. 緒 言

銅—タングステン焼結合金（以後 Cu-W と略す）は、電気伝導性、耐溶着性等に優れ¹⁾、電気部品として多く用いられている。従来より、Cu-W はろう付によってタフピッチ銅と接合されて用いられてきたが、ろう付では継手の強度が母材よりもかなり低く、しかもそのばらつきが大きい。このため、著者等は摩擦圧接による Cu-W とタフピッチ銅との接合性を調べてきた^{2,3)}。その結果、現在最も多く用いられている70質量%のタングステン（以後Wと略す）を含む Cu-W の場合、摩擦過程にタフピッチ銅側へ巻き込まれるW粒、さらにタフピッチ銅中に含まれている銅の酸化物が継手の強度を低下させる因子であることを指摘した。そして、前者の場合はアブセット圧力を高くし、後者の場合については無酸素銅（以後 OFC と略す）を用いることによって、継手の強

度が改善されることを明らかにした。しかし、Cu-W はその使用条件によって、W含有量が50~90質量%のものが用いられている。

そこで、本研究では Cu-W と銅との摩擦圧接性に対するW含有量の影響を調べる研究の一環として、50質量%のWを含む Cu-W（以後 Cu-50%W と略す）と OFC との摩擦圧接を行い、継手の強度を支配する因子について検討した。

2. 実験方法

本研究に使用した Cu-W は、粒径が約 $3\mu\text{m}$ のW粒を50質量%含むものである。Table 1 に Cu-50%W 母材の化学組成および機械的性質を Cu-70%W の場合と比較して示す。また、Fig. 1 に Cu-50%W 母材と Cu-70%W 母材の組織を比較して示す。OFC 母材（JIS C 1020-H 材）は前報³⁾ と同一のものであり、受入れ時の引張強さは 305 MPa である。また、圧接条件、摩擦圧接試験片および継手の性能評価方法も前報^{2,3)} と同様のものである。すなわち、圧接条件はとくに断わらない限り、摩擦圧力 $P_1=50\text{ MPa}$ 、アブセット圧力 $P_2=50\sim340\text{ MPa}$ 、回転数 $N=40\text{ s}^{-1}$ 、摩擦時間 $t_1=1.0\text{ s}$ およびアブセット時間 $t_2=6.0\text{ s}$ とした。摩擦圧接試験片の形状は

*原稿受付 昭和62年8月31日 昭和63年度春季全国大会で論文発表

**正 員 兵庫県立工業試験場 Member, Industrial Research Institute of Hyogo Prefecture

***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of the base metals of Cu-W sintered alloys used.

No.	W : Cu		Diameter of W (μm)	Mechanical properties	
	(mass%)	(volume)		Tensile strength(MPa)	Knoop hardness
1	50:50	33:67	~3	400	173
2	70:30	54:46	~3	440	232

Fig. 1 Microstructures of the base metals of Cu-W alloys containing 50 mass% W and 70 mass% W.

Cu-W, OFC のいずれも直径 16 mm, 長さ 30 mm のつかみ部に直径 13 mm の突出部をもつもので, 突出部は Cu-W の場合 10 mm とし, OFC の場合はアプセット圧力に応じて 15~35 mm とした. 継手の性能評価は引張試験によって行った. 試験片形状は, 平行部径 12.0 mm, 長さ 24 mm の丸棒で, 引張速度は 17 $\mu\text{m/s}$ である.

3. 実験結果および考察

3.1 摩擦圧接中の圧接部の変形挙動に及ぼすタンゲステン含有量の影響

摩擦圧接における圧接部の変形量は, バリ排出による圧接面の清浄化および密着性を支配する重要な因子と言われている⁴⁾. そこで, W 含有量の差による摩擦圧接後の変形状態の差異を Fig. 2 に示す. 圧接条件が同一であるにもかかわらず, Cu-50%W を用いた方が Cu-70%W に比べて著しく変形している. そこで, Cu-W 側と OFC 側の各々の寄りしろのアプセット圧力による変化を調べた. その結果を Fig. 3(a)(b) に示す. まず, Cu-W 側の寄りしろについては, Fig. 3(a) に示すように Cu-50%W の方が Cu-70%W よりも大きく, またその差は P_2 とともに増加する. OFC 側の寄りしろも Fig. 3(b) に示すように Cu-50%W の方が Cu-70%W よりも大きい. ただし, 両者の差はアプセット圧力にほとんど依存せず, 約 4 mm であった. もし, この寄りしろの差がアプセット過程において生じたものであるならば, この差はアプセット圧力とともに増加するものと考えられる. したがって, Cu-50%W と Cu-70%W との間でみられた OFC 側の寄りしろの差は, アプセット過程において生じたものでなく, むしろ摩擦過程において発生

Fig. 2 Longitudinal sections of Cu-50%W/OFC and Cu-70%W/OFC joints ($P_2=340\text{MPa}$). **Fig. 3** Effects of W content on the axial displacement caused by the welding: (a) Cu-W alloy side and (b) OFC side.

したものと思われる. このような摩擦過程での寄りしろの差異と関連して, 摩擦トルクにも W 含有量による影響が認められた. すなわち, Cu-70%W の定常摩擦トルク

Fig. 4 Tensile strength vs forge pressure for Cu-50% W/OFC and Cu-70% W/OFC joints.

(⊙ : Weld interface)

Fig. 5 Appearances of Cu-50% W/OFC and Cu-70% W/OFC joints after tensile test ($P_2=340\text{MPa}$).

が 30 Nm であるのに対して, Cu-50%W の場合は 33 Nm であり, Cu-70%W に比べて 10% 高くなっていた. このような定常摩擦トルクの増加は, 接合面に加わる摩擦仕事を増大させ, その結果接合部の変形量の増加を招くと言われている⁵⁾. さらに, 蓮井らによれば⁶⁾, 摩擦トルクの増加は, 接合部の変形のみならず密着性をも促進する効果をもつことが指摘されている.

以上のように, W 含有量の多寡によって Cu-W 側および OFC 側の変形挙動が大きく異なることが明らかになった. このような変形挙動の差は, 継手の強度に対して強い影響を及ぼすものと考えられる.

3.2 継手強度に及ぼすタングステン含有量の影響

Fig. 4 は, アブセット圧力 P_2 と継手の引張強さ σ との関係を Cu-50%W と Cu-70%W の場合について示したものである. 図中の一点鎖線は, OFC 母材の受入れ時の引張強さ (305 MPa) を示す. Cu-50%W, Cu-70%W のいずれの場合とも P_2 の増加とともに, 継手の引張

Fig. 6 Fractured surface of a Cu-50% W/OFC joint after tensile test, where S is the nucleation site of the fracture as schematically illustrated in the inset ($P_2=340\text{MPa}$).

強さは上昇し, P_2 が 250 MPa 以上になるとほぼ一定値に達する. しかし, $P_2=50\text{MPa}$ の場合, Cu-50%W の継手の引張強さの方が Cu-70%W の場合よりも大きく, また P_2 が 150 MPa 以上では逆に Cu-50%W の方が低くなる. P_2 が 150 MPa 以上では継手の破断位置も W 含有量によって大きく異なり, Cu-70%W の場合 Fig. 5 に示すように継手は OFC 側の軟化域で破断するのに対して, Cu-50%W の場合は主として Cu-W 中で破断する. 前節 3.1 で述べたように, Cu-50%W の寄りしろおよび定常摩擦トルクが Cu-70%W の場合よりも大きく, Cu-50%W の方が良好な結果が得られると予想されるにもかかわらず, Fig. 4 に示すように Cu-50%W の継手の引張強さは, Cu-70%W のそれよりも低い. さらに, 破断位置も両者の間で著しく異なっていた. そこで, このような差異を生じた原因を調べるために, 圧接部の組織および破面観察を行った.

3.3 圧接部の組織および破面観察

$P_2=50\text{MPa}$ とした場合, Cu-50%W と OFC との継手の破面上においては, Cu-70%W と OFC の継手と比べて未接合部の面積が少なく, また Cu-W 側で一部破断しているのが認められた. このような未接合部の面積の差のために, Fig. 4 に示すように $P_2=50\text{MPa}$ の場合, Cu-50%W の継手の引張強さが, Cu-70%W のそれより高くなったものと考えられる. Cu-50%W の方が, 未接合部が少なくなるのは, 前節 3.1 に述べたように, 摩擦トルクおよび寄りしろが, Cu-70%W の場合に比べて大きくなるためと考えられる.

一方, P_2 が 150 MPa 以上の場合, Cu-50%W の継手

Fig. 7 (a) longitudinal section of a Cu-50%W/OFC joint ($P_2=340\text{MPa}$) after tensile test, where arrow S indicates the nucleation site of fracture and arrow (b) the site for the observation of the fractured surface as shown in (b), (b) fractured surface of the joint and (c) fractured surface of the Cu-50%W base metal.

は Fig. 5 に示すように主として Cu-W 側で破断し、かつ引張強さが Fig. 4 に示すように Cu-70%W のそれよりも低くなる。この原因について、次に検討する。Fig. 6 は、 $P_2=340\text{MPa}$ とした場合の継手の Cu-W 側の破面である。この破面をさらに詳細に観察した結果を Cu-50%W 母材の破面と比較して Fig. 7 に示す。継手の破断経路は、破面の縦断面 (Fig. 7(a)) に示すように、Cu-W 中の外周部の S 付近から圧接面へと進展している⁷⁾。継手の Cu-W 側で破断した部分の破面上においては、Fig. 7(b) に示すように W 粒の分布密度が、母材の破面上 (Fig. 7(c)) のそれと比べてかなり高い。このこ

Fig. 8 Microstructures of a Cu-50%W/OFC joint at positions (1), (2) and (3) shown in the inset ($P_2=340\text{MPa}$). Dark particles are tungsten particles.

Fig. 9 Effect of forge pressure P_2 on the distribution of the Knoop hardness in Cu-50%W alloy.

とは、圧接面近傍で W 粒の分布密度が母材部に比べて高くなり、しかも引張試験において継手はこの部分で破断することを示している。実際、Fig. 8(1) から(3)に示すように、W 粒の分布密度は、母材部から圧接面に近づくにつれて高くなっている。このような W 粒の分布密度の変化を硬度分布によって調べた結果が Fig. 9 である。図のように、 P_2 が高いほど圧接面近傍の硬度が高くなり、また硬度の上昇した範囲も広がる。すなわち、圧接面近傍の W 粒の分布密度の上昇は、 P_2 の増加とともに顕著になると言える。継手の破断経路は、硬度が高い領域内すなわち W 粒の分布密度の高い領域を通っている。

この W 粒の分布密度が上昇した領域を詳細に観察すると、圧接面近傍に Fig. 10 の継手の縦断面組織に示されるように、微細な割れ (矢印↑) が認められる。この割れは、Fig. 10(b) 中の破線に示す方向に断続的に分布していた。さらに、圧接後にバリのみを旋削した外周表面を浸透探傷試験⁸⁾をした結果、Fig. 11 に示すような割れが認められた。このような割れが Cu-50%W 中で破壊の起点となったために、Cu-50%W と OFC との継手の引張強さは、割れ発生のない Cu-70%W の場合よりも低くなったものと考えられる。また、この割れは、摩擦圧力 $P_1(P_2=0)$ だけを付加した継手においても Fig. 12 (矢印↑) に示すように認められた。したがって、Cu-

(a)

(b)

Fig. 10 (a) scanning electron micrograph of Cu-50%W alloy adjacent to the weld interface, where arrows indicate cracks ($P_2=340\text{MPa}$) and (b) schematic illustration of the the formation site of the crack (broken line).

Fig. 11 Cracks detected by penetrant test ($P_2=340\text{MPa}$).

Fig. 12 Cracks (indicated by arrows) formed in Cu-50%W alloy adjacent to the weld interface welded at forge pressure P_2 of 0 MPa.

W 中の割れの一部は、摩擦過程においてすでに発生していると考えられる。しかし、Fig. 10~12 の比較から明らかに、 $P_2=0$ の場合の割れの発生は、 $P_2=340\text{MPa}$ の場合に比べて非常に少ない。すなわち、 P_2 の増加とともに Cu-W 中の割れの発生は顕著になる。

以上の結果より、Cu-W 中の割れ発生の原因は、以下のように推察される。圧接面近傍の Cu-W 中に割れの発生が認められた Cu-50%W と、割れの発生が認められない Cu-70%W の場合とで、Cu-W 側の寄りしを比較すると、Fig. 3(a) より明らかに Cu-50%W の場合の寄りしろの方が非常に大きい。また、Cu-50%W の場合 Fig. 10~12 より明らかに、割れの発生が P_2 の増加すなわち寄りしろの増加とともに顕著になる。したがって、Cu-50%W の継手における Cu-W 中の割れの発生は、摩擦圧接中の高温変形に関連したものと考えられる。一方、Fig. 8 に示すように P_2 の増加すなわち Cu-W 側の寄りしろの増加とともに、圧接面近傍における W 粒の分布密度も非常に高くなる。このことは、Cu-50%W の場合、摩擦圧接中にマトリックスの Cu の方が W 粒に比べて優先的に変形し、バリとして排出されることを示唆している。すなわち、Cu-50%W においては摩擦圧接中にマトリックスの Cu のみが優先的に変形し、W 粒はその変形に追従して流動することが難しいと考えられる。このために、Cu-50%W の場合、マトリックスの Cu と W 粒との間に空隙が生じ、その集合体が Fig. 10 に示すような割れとして観察されるものと思われる。

以上のように、Cu-W 中の割れは摩擦圧接中の高温変形に伴って形成され、その形成量は P_2 とともに増加すると考えられる。それにもかかわらず、Fig. 4 に示すように P_2 の増加に伴う継手の引張強さの低下は、ほとんど認められない。このことについて、次に検討する。Cu-W 中の割れ発生領域においては、Fig. 8 に示すように W 粒の分布密度が母材部に比べて非常に高く、それに伴い、硬度も Fig. 9 に示すようにかなり高くなっている。

Fig. 13 Relation between the Knoop hardness and tensile strength of Cu-W alloys of various W contents.

る。Fig. 13 は、50~90%W の Cu-W 母材の硬度と引張強さとの関係を示したものである。W含有量の増加、すなわち硬度の増加とともに引張強さは上昇する。したがって、 P_2 とともに Cu-W 中の割れが増加するにもかかわらず、継手の引張強さがあまり低下しない原因の一つは、割れ周囲の引張強さがW粒の分布密度の増加によって上昇したためであると考えられる。

3.4 割れ発生の防止

前節 3.3 で述べたように、Cu-50%W と OFC との摩擦圧接における Cu-W 中の割れ発生は、摩擦圧接中の Cu-W 側的高温変形に起因し、アプセット圧力 P_2 とともに増加することが明らかになった。したがって、割れ発生を抑制するためには、 P_2 を小さくすることが望ましい。しかし、Fig. 12 に示すように $P_2=0$ の場合でも割れが認められ、摩擦過程においてすでに割れが発生している。なお、Fig. 3(a) より明らかなように、摩擦過程において Cu-W 側に生じた巨視的な寄りしろは非常に少ないが、圧接面のごく近傍をみると、摩擦過程のみでもW粒の分布密度の増加が認められ、圧接面近傍で局所的に Cu-W がかなり変形を受けていると考えられる。このW粒の分布密度が増加した領域において、割れの発生が認められた。

摩擦中の圧接部の変形は、圧縮推力による圧縮応力と摩擦力による剪断応力によって、圧縮とねじりを伴って生じると言われている⁹⁾。このような圧縮応力と剪断応力による圧接部の変形量の大小は、摩擦トルクによって評価されると言われている¹⁰⁾。これまで、鉄鋼の摩擦圧接では、摩擦過程およびアプセット過程での摩擦トルクの増大が、寄りしろを増加させ、密着性の向上に寄与すると報告されている^{6,10)}。しかし、本研究で用いた Cu-50%W と OFC との摩擦圧接の場合、摩擦トルクの増加に伴う圧接部の寄りしろの増加は、Cu-W 中の割れ発生を促進する。

以上の結果から、本研究の場合 Cu-W 中の割れ発生を防止する圧接条件として、次の2通りの方法を考えてみた。

- (1) 摩擦圧力 P_1 、アプセット圧力 P_2 を低く設定する。

Fig. 14 Relation between friction time and tensile strength of Cu-50% W/OFC joints welded at friction pressure P_1 of 30 MPa, forge pressure P_2 of 80 MPa and friction speed N of 53 s^{-1} .

- (2) 回転数 N を高く設定する。

本研究では、摩擦圧接機の圧縮推力の制御可能な下限値および回転数の容量を考慮して、 $P_1=30\text{ MPa}$ 、 $P_2=80\text{ MPa}$ 、 $N=40\text{ s}^{-1}$ および 53 s^{-1} に設定して摩擦圧接した。 $N=40\text{ s}^{-1}$ の場合、 P_1 と P_2 をこのように低く設定しても、圧接面近傍の外周部に割れが認められたので、摩擦トルクをさらに低下させるため^{10,11)}、回転数を $N=53\text{ s}^{-1}$ に設定して摩擦圧接した。Fig. 14 は、摩擦時間 t_1 と継手の引張強さ σ との関係を示したものである。この圧接条件では、Cu-W 側の寄りしろは、非常に少なく、また割れは認められなかった。Fig. 4 で示した $P_1=50\text{ MPa}$ 、 $P_2=340\text{ MPa}$ 、 $N=40\text{ s}^{-1}$ の場合の結果と比べると、継手の引張強さの向上は認められなかったが、 t_1 が 1.0 s 以上では継手はすべて OFC 側の軟化域で破断した。摩擦トルクを測定した結果、 $P_1=50\text{ MPa}$ 、 $N=40\text{ s}^{-1}$ における摩擦過程での定常摩擦トルクが 33 Nm であるのに対して、割れ発生の防止に用いた $P_1=30\text{ MPa}$ 、 $N=53\text{ s}^{-1}$ の場合は 25 Nm であり、約25%低くなっていた。このことは、摩擦トルクの低下が割れ発生の防止に有効なことを示している。

以上のように、Cu-50%W と OFC との摩擦圧接の場合、摩擦トルクを低くし、高温変形を抑制しうる圧接条件、すなわち低圧力・高回転数で接合すると割れのない継手を得ることができる。これに対して、前報⁹⁾ で述べた Cu-70%W の場合、一般の鉄鋼材料等と同様に高摩擦圧力、高アプセット圧力すなわち高摩擦トルクの圧接条件で接合した方が、良好な継手が得られる。したがって、Cu-W の摩擦圧接においては、W含有量の大小によって圧接条件の選定基準を変える必要がある。

4. 結 言

銅-タンゲステン焼結合金 (Cu-W) と無酸素銅 (OFC) との摩擦圧接性に対するW含有量の影響を調べる研究の一環として、実用合金の中でW含有量が最も少ない Cu-50%W と OFC とを摩擦圧接し、前報で述べた Cu-

70%W の場合と比較した。得られた結果は以下のとおりである。

(1) W含有量が 50%, 70%のいずれの場合ともアプセット圧力 P_2 の増加とともに、継手の引張強さは上昇し、 P_2 が 250 MPa 以上になるとほぼ一定値に達する。しかし、 P_2 が 150 MPa 以上での継手の引張強さは、Cu-50%W の方が Cu-70%W よりも低い。また、 P_2 が 150 MPa 以上では継手の破断位置が W 含有量によって大きく異なり、Cu-70%W の場合は OFC 中の軟化域で破断するのに対して、Cu-50%W の場合は Cu-W 中と圧接面で破断する。

(2) 圧接面近傍の Cu-50%W 中に、W粒の分布密度が母材部に比べてかない高い領域が観察され、この領域内に微細な割れが認められた。これらのW粒の分布密度の上昇および割れの形成は、Cu-W 側の寄りの増加とともに顕著になり、摩擦圧接中の Cu-W 側の高温度変形と関連したものであると示唆される。このような割れ発生のために、Cu-50%W の場合は Cu-W 中および圧接面で破断し、継手の引張強さは割れ発生のない Cu-70%W の場合よりも低くなったものと考えられる。

(3) Cu-50%W の場合、Cu-W 中の割れの発生を防

止するためには、摩擦トルクを低くし、高温下での変形量を少なくしうる圧接条件、すなわち低圧力・高回転数が望ましい。

参 考 文 献

- 1) 庄司, 永井, 秋山; 粉末冶金概論, 共立出版, (1984), 63
- 2) 有年, 沖田, 圓城, 池内; 銅-タングステン焼結合金とタフピッチ銅との摩擦圧接, 溶接学会論文集, 4-2 (1986), 46-53
- 3) 有年, 沖田, 圓城, 池内; 銅-タングステン焼結合金とタフピッチ銅との摩擦圧接継手の強度に及ぼす銅酸化物の影響, 溶接学会論文集, 5-3 (1987), 323-329
- 4) 摩擦圧接研究会編; 摩擦圧接, コロナ社, (1979), 44
- 5) 摩擦圧接研究会編; 摩擦圧接, コロナ社, (1979), 33
- 6) 蓮井, 福島; 摩擦圧接におけるトルクについて, 本誌, 44-12 (1975), 1005-1010
- 7) 北川, 小寺沢; フラクトグラフィ, 培風館, (1977), 24
- 8) 溶接学会編; 溶接工学の基礎, 丸善, (1982), 226
- 9) 沖田; オーステナイト系ステンレス鋼の摩擦圧接に関する研究, 学位論文 (1985), 2
- 10) 福島, 蓮井; 摩擦圧接の加熱過程について, 本誌, 41-9 (1972), 1074-1084
- 11) 沖田, 有年, 岸本; ブレーキ式摩擦圧接機による定常状態の摩擦面の温度について, 本誌, 51-3 (1982), 314-319

球状黒鉛鑄鉄の接合部強度に及ぼす後熱処理の影響*

—球状黒鉛鑄鉄の固相接合 (第2報)—

迎 静雄**, 西尾一政**, 馬場 仁***, 末永 允****, 石原安興****

Effect of Post Bond Heat Treatment on Bonding Strength of Spheroidal Graphite Cast Irons*

—Solid State Bonding of Spheroidal Graphite Cast Irons (Report 2)—

by Shizuo Mukae**, Kazumasa Nishio**, Hitoshi Baba**,
Makoto Suenaga**** and Yasuoki Ishihara****

The strength of the diffusion bonded joints of ductile cast irons having the strength of 360 (FCD 37) or 490 MPa (FCD 50) and the ductile cast iron to a mild steel had been investigated in the 1st report. In this report, the effects of the post bond heat treatments—annealing for ferritization and normalizing for structure changing of matrix—have been studied. The results obtained are as follows; (1) The tensile fracture of the joints which were annealed after that bonding carried out using the insert metals of Ni or Fe foils occurred in the base metal. However, both joints without a insert metal and with Cu foil fractured at the bonding interface. (2) When the ductile cast irons were directly bonded without a insert metal the joint strength after annealing depended on the volume fraction of graphites which precipitated on the bonding interface by decomposition of Fe_3C during annealing, and abruptly deteriorated with increasing the fraction of these graphites. This graphite volume fraction increased in proportion to the pearlite volume fraction around bonding interface before annealing. (3) As to the joints of the ductile cast iron to the mild steel, the joint strength after annealing depended on the bondability between the ductile cast iron and the insert metal. Except the insert metal of Cu foil, the tensile fracture occurred at the mild steel side away from the insert metal. (4) The tensile strength of ductile-ductile joints increased as the volume fraction of pearlite formed in matrix by normalizing for structure changing increased

*原稿受付 昭和62年5月18日 昭和63年度春季全国大会で論文発表

**正 員 九州工業大学 Kyushu Institute of Technology

*** 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

**** 日立金属(株) Hitachi Metals Ltd.