高強度ろう付継手の靱性に及ぼす温度の影響*

大村 博彦** 川尻 鉦二** 吉田 亨***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 1 (1992), pp. 111-117

Temperature Dependence of the Toughness of High-Strength Brazed Joints*

Hirohiko Ohmura**, Kouji Kawashiri** and Tohru Yoshida***

The influence of test temperature on the toughness of the high-strength brazed joint of 0.17%C steel and 1.04%C steel, where base metals were united by the columnar Fe-10~6%Cu-0.8%C alloys which were deposited from the 1.04%C steel/Cu filler metal (JIS BCu-1) interface due to the dissolution of 0.17%C steel base metal, was investigated in a temperature range from 198 to 873 K. Furthermore, the high-strength joint was compared to the other joints brazed with Au filler metals (BAu-1 to -4), Ni filler metal (BNi-2), Ag filler metal (BAg-8) and Cu-5%Ni filler alloy.

The effect of uniting both base metals by the columnar phase on the Charpy U-notch impact value was remarkable in the range between 373 and 673 K. Particularly at 673 K, the impact value of the joint reached 62 J/cm² which was about 70% that of the joints brazed with BAu-2 and BAu-4, where the dissolution and deposit did not take place, i.e., no uniting occurred.

In the case of BAu-1, both base metals were also united by the deposited columnar Fe-6~5%Cu-2~1%Au-0.8%C alloy so that the impact value of the joint was higher than that for BAu-2 or BAu-4 at 673 to 773 K. For both BNi-2 and BAg-8, the impact value was extremely low throughout the whole temperature range.

By using the Cu-5%Ni filler alloy or BAu-3 instead of BCu-1 or BAu-1, the composition of the columnar phase became Fe-12~16%Cu-7~15%Ni-0.6%C or Fe-7%Cu-3~8%Ni-2~1%Au-0.8%C, respectively. However, alloying the columnar phase with Ni did not result in the increase in the impact value of the brazed joints.

(Received June 17, 1991)

Keywords: Charpy U-notch impact value, brazed joint, copper filler metal, gold filler metal, nickel filler metal, silver filler metal, dissolution and deposit of base metal, columnar alloy

I. 緒 言

ろう付継手の機械的性質は接合部の金属組織に大きく依存することから、筆者らは、いろいろな異種材料ろう付を行ってそれらの組織を調べ、接合部の組織を制御して継手強度を高めることや新しい接合技術を開発する目的で研究を進めている。

一般に広く行われている炭素鋼の銅ろう付において、母材に炭素量の異なる鋼すなわち低炭素鋼と高炭素鋼とを組合せると、一定のろう付温度に保持されている間に、低炭素鋼母材が溶融 Cu 中に溶解し、その溶けた Fe が高炭素鋼側から柱状 Fe-Cu-C 合金として晶出する。この柱状相は、ろう付保持時間の経過とともに低炭素鋼に向かって成長し、ついには両母材を連結する⁽¹⁾⁻⁽³⁾。この現象を筆者らは「母材の溶解-晶出⁽¹⁾」と名付け、現在までに晶出相

の形態こそ違えいろいろな異種材料ろう付において起こることを明らかにした⁽⁴⁾⁻⁽⁹⁾。

異種炭素鋼 Cu ろう付において接合間隙が 35 μm の場合、両母材が上記柱状相で連結されると、柔らかい Cu 層の中に Fe 合金の柱ができたことになるので、室温における継手のせん断強度は 392 MPa から 598 MPa へ⁽³⁾、また、衝撃値は 3 J/cm² から 17 J/cm² へ⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾と飛躍的に向上する。

したがって、本研究は、柱状相で両母材が連結された継手の衝撃値に及ぼす試験温度の影響について、198~873 K の温度範囲で調べたもので、さらに、一般の Au ろう、Ag ろう、Ni ろうを用いた場合との比較も行った。

II. 実験方法

母材には、一辺 10 mm 角の低炭素鋼(0.17%C[†])および

* 1988年11月日本金属学会秋期大会に一部発表

** 名古屋市工業研究所(Nagoya Municipal Industrial Research Institute, Nagoya)

*** 名城大学理工学部交通機械学科(Department of Transport Machine Engineering, Faculty of Science and Engineering, Meijo University, Nagoya)

† 本論文においては、組成を mass%にて示す。

高炭素鋼(1.04%C)を長さ 27.5 mm に切断し、ろう付面の一部を面取りしてからエメリー紙で研磨後アセトン洗浄して適宜組合せた。試料の組立てを Fig. 1 に示す。接合部に直径 35 μm の W 細線をスペーサーとして挿入し突き合せ、上から Cu ろう (BCu-1, 99.99%Cu) をかぶせた。ろう付は、Fig. 2 に示すように、Fig. 1 の試料を U 溝をつけたグラファイト板に乗せてシリカチューブに入れ真空 (0.13 Pa) にした後、所定の温度に昇温してある炉内に挿入して行った⁽¹⁾⁽³⁾。ろう付温度は 1398 K、保持時間は 540 s である。ろう付後、試料表面を研磨し、高炭素鋼を用いた場合は焼鈍 (1093 K, 2.4 ks) して硬度を低下させた後、接合部の面とり箇所を U ノッチ加工を施し JIS 3 号衝撃試験片に仕上げた⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。

さらに、Cu ろう以外に Au ろう BAu-1 (Cu-38%Au, ろう付温度 1328 K), BAu-2 (Au-20%Cu, 1233 K), BAu-3 (Cu-35%Au-3%Ni, 1348 K), BAu-4 (Au-18%Ni, 1268 K), Ni ろう BNi-2 (Ni-7%Cr-4.5%Si-3%B-3%Fe, 1313 K), Ag ろう BAg-8 (Ag-28%Cu, 1123 K), および、Cu-Ni 合金ろう (Cu-5%Ni, 1418 K) を用いて同様の試験片を作成した。ただし、BAu-2, BNi-2, BAg-8 はぬれが悪いため、W スペーサーの代りに厚さ 0.1 mm のろう箔を挟んだ。また、Ag ろうでは焼鈍を行わなかった。

衝撃試験は、294 J 級シャルピー衝撃試験機を用いて行った。試験温度が室温以外の場合、273 K 以下では試験片をドライアイスで冷却したアルコール中に、また、373 K

Fig. 1 Schematic assembly for brazing of the impact specimen.

Fig. 2 Method of vacuum brazing.

では沸騰水中にいずれも 600 s 以上保持、さらに、473 K 以上では電気炉内に 3.6 ks 以上保持した後取り出し、いずれも 5 s 以内に試験した。なお、衝撃値は、同種鋼 Cu ろう付継手では 2~4 本、異種鋼継手では Cu ろう付が 5~10 本、その他のろう付が 4~6 本の平均値をとった。

衝撃試験片とは別に、上記ろう材を用いて接合間隙 50 μm の低炭素鋼/高炭素鋼継手も作製し⁽¹⁾⁽³⁾、ろう付面に垂直な切断面の EPMA 線・定量分析 (加速電圧 20 kV, 試料電流 1.9 nA) を行った。また、光学顕微鏡観察のため腐食液には 2% nital を用いた。

なお、EPMA 分析には腐食しないバフ研磨状態の試料

Fig. 3 Difference in microstructures between similar and dissimilar carbon steel joints with a joint clearance of 35 μm for the impact test, brazed with BCu-1 at 1398 K for 540 s.

を用い、Fe, Cu, Au, Ni の定量は各純金属に対する相対 X 線強度を測定し、トヨタ定量補正表⁽¹²⁾を用いた多元系試料の定量補正⁽¹³⁾により真の濃度を求めた。また、C の定量は C 量既知の試料とのカウント数比較から求めた。

Ⅲ. 実験結果および考察

Fig. 3 に、衝撃試験に用いた炭素鋼 Cu ろう付継手の断面光学顕微鏡組織を示す。同種鋼継手では、0.17% C 鋼、1.04% C 鋼とも接合部に特別な組織は現れない。しかし、0.17% C 鋼と 1.04% C 鋼を組合せた異種鋼継手になると、母材の溶解-晶出⁽¹⁾により 1.04% C 鋼側から晶出する⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾柱状相で両母材は連結され、さらに、柱状相を通して炭素が 1.04% C 鋼から拡散してくるため 0.17% C 鋼は浸炭される。**Fig. 4** の EPMA 分析結果から、この柱状相の組成は Fe-10~6% Cu-0.8% C であり、室温での組織は層状パーライトを呈する⁽²⁾。

室温以下における、上記継手の衝撃試験結果を **Fig. 5** に示す。同種低、高炭素鋼継手(○, ●)の衝撃値は、破断

Fig. 4 Microstructure and EPMA line analysis of dissimilar carbon steel joint with a joint clearance of 50 μm , brazed with BCu-1 at 1398 K for 240 s.

Fig. 5 Low-temperature dependence of the Charpy U-notch impact value for similar and dissimilar carbon steel joints, brazed with BCu-1.

が鋼の種類にかかわらず Cu 層で起こる⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾ため、温度に無関係にいずれも平均値で 3 J/cm² と低い。これに対し、異種鋼継手(●)では、**Fig. 6(a)**に見られるように破断がろう付部ではなく主に 0.17% C 鋼母材で起こるため、室温での衝撃値は 15 J/cm² と同種鋼継手に比べ著しく高い。温度が低下するにつれ衝撃値は低くなるが、198 K においてもなお破断が Cu 層ではなく主に低炭素鋼母材で起こるため(**Fig. 6(b)**)、同種鋼継手に比べ強いことが分かる。したがって、異種鋼継手の低温における衝撃値の低下は、破断様式が変わらないことから低炭素鋼母材自身の靱性低下に起因すると考えられる。

Fig. 7 に高温での試験結果を示す。なお、**Fig. 5** の低温でのデータも一部示してある。同種鋼継手の衝撃値は、温度上昇とともに高炭素鋼では若干、低炭素鋼ではかなり向上するが、破断はいずれも Cu 層で起こるため、最高値が低炭素鋼で 17 J/cm²、高炭素鋼で 5 J/cm² と低い。これに比べ異種鋼継手の衝撃値は、温度の上昇とともに著しく向上し、373 K で 35 J/cm²、673 K では 62 J/cm² に達する。723 K 以上になると急激に低下するが、なお、同種低炭素鋼継手に比べ 2 倍程度の衝撃値をもつ。723 K における衝撃値の急激な低下は、**Fig. 8** の破断組織から分

Fig. 6 Cross-sections of impact-ruptured dissimilar carbon steel joints, brazed with BCu-1. Test temperature: (a) 293 K, (b) 198 K.

Fig. 7 High-temperature dependence of the impact value for similar and dissimilar carbon steel joints, brazed with BCu-1.

Fig. 9 Comparison of the impact value for dissimilar carbon steel joints, brazed with BCu-1 at 1398 K, BAu-1 at 1328 K, BAu-2 at 1233 K, BAu-4 at 1268 K, BNi-2 at 1313 K and BAg-8 at 1123 K for 540 s.

Fig. 8 Cross-sections of impact-ruptured dissimilar carbon steel joints, brazed with BCu-1. Test temperature: (a) 673 K, (b) 723 K.

かるように、673 K までは破断が主に低炭素鋼母材で起こるが、723 K 以上ではすべて柱状相をよこぎってろう付部で起こるようになることに起因する。すなわち、両母材を連結している柱状 Fe-Cu-C 合金の強度が 723 K 以上で低

下するため、破断様式が変化したものと考えられる。このことから、何らかの方法で柱状相の高温強度を高めることができれば、723 K 以上でも衝撃値が低下しない継手が期待できる。

Fig. 9 は、Cu ろうと他のろう材の場合における異種炭素鋼継手の衝撃値を各温度において比較したもので、Fig. 10 はそれら継手の断面組織である。「母材の溶解-晶出」が起こらない Ag ろう(▲)、Ni ろう(■)では、ろう材自体が硬いかあるいは脆いため、破断はほんどうろ層ではなくろう/母材界面で起こり、両母材が柱状相で連結される銅ろう(●)に比べいずれの温度においても衝撃値は著しく低い。これに対し、同じく溶解-晶出が起きない Au ろう BAu-2(◆)、BAu-4(▼)では、ろう材自体の強度が Cu ろうより高いため両母材連結がなくても破断は主に低炭素鋼で起こり(ただし、873 K になると BAu-2 ではかなりろ層破断)、473 K 以上で Cu ろうより高い値を示した。しかし、673 K で比較すると、Cu ろうでもそれら Au ろうの約 70% の衝撃値をもつことが分かる。

また、同じ Au ろうでも Au 含有量が BAu-2 の 80% に比べ 38% と少ない BAu-1(◇)では溶解-晶出が起こり、両母材が Fig. 11 に示す柱状 Fe-6~5%Cu-2~1%Au-0.8%C 合金で連結され、673 K 以上で、連結が起きない BAu-2 より高い衝撃値が得られた。とくに、673~773 K の間では、金ろう中では一番強度が高い BAu-4 よりも BAu-1 の方が高かった。

Fig. 4 と Fig. 11 を比較して分かるように、Cu ろうへの Au の添加により晶出する柱状相の組成は Cu が減り Au が含まれるようになる。Au の添加量を増やしていくと、さらに Cu 成分が減り Au 成分が多くなる。しかし、Au 添加によって柱状相の成長は遅くなり、Au 量が 80% になると Fig. 10(b)に見られるように、溶解-晶出は起きなくなる。

以上述べたように、柱状相で両母材を連結させることは、

Fig. 10 Microstructures of dissimilar carbon steel joints for the impact test, brazed with BAu-1(a), BAu-2(b), BAu-4(c), BNi-2(d) and BAu-8(e).

Fig. 11 Microstructure and EPMA line analysis of dissimilar carbon steel joint with a joint clearance of 50 μm, brazed with BAu-1 at 1328 K for 240 s.

Cu ろう, Au ろうとも広い温度範囲において継手衝撃値を高めるうえで極めて有効であることが分かる. 一般に, Fe 中へ Ni を合金化させると強度と靱性が向上する. したがって, この両母材連結効果をより一層高めるため, 柱状相中へ Ni を合金化させる目的で Cu ろう, Au ろう (BAu-1) に Ni を添加させた Cu-Ni 合金ろう (●), Au ろう (BAu-3, ○) を用いた異種鋼継手の衝撃試験結果が Fig. 12 である. また, 継手組織を Fig. 13 に示す.

Ni 添加により, 柱状相の組成は Cu-Ni 合金ろうで Fe-12~16%Cu-7~15%Ni-0.6%C (Fig. 14), BAu-3 で Fe-7%Cu-3~8%Ni-2~1%Au-0.8%C (Fig. 15) となり, いず

れも柱状相中に Ni が合金化され, また, Cu, Ni 成分とも増えることが分かる. しかし, Fig. 12 の衝撃値は, 比較のため示してある BAu-1 (破線), BCu-1 (実線) と比べ,

Fig. 12 Effect of adding Ni to BCu-1 or BAu-1 filler metal on the impact value for dissimilar carbon steel joints.

Fig. 13 Microstructures of dissimilar carbon steel joints for the impact test, brazed with Cu-5%Ni filler alloy at 1418 K (a) and BAu-3 at 1348 K (b) for 540 s.

BAu-3 ではほとんど変わらず, Cu-Ni 合金ろうでは 673 K でろう付部破断が起こり始めるなど逆に低下した. この低下の原因としては, Cu ろうへの Ni 単独添加が, 柱状相中の C 量を 0.8% から 0.6% へ減少させ柱状相自身の強

Fig. 14 Microstructure and EPMA line analysis of dissimilar carbon steel joint with a joint clearance of 50 μm , brazed with Cu-5%Ni filler alloy at 1418 K for 240 s.

Fig. 15 Microstructure and EPMA line analysis of dissimilar carbon steel joint with a joint clearance of 50 μm , brazed with BAu-3 at 1348 K for 240 s.

度を低下させるのと, 柱状相の成長を Fe/Mo, Fe/W 継手の場合⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾と同じく抑制するためと考えられる.

IV. 結 論

異種低炭素鋼(0.17%C)/高炭素鋼(1.04%C)の Cu ろう (BCu-1) 付けにおいて, 母材の溶解-晶出により高炭素鋼側から晶出する柱状 Fe-10~6%Cu-0.8%C 合金で両母材が連結された継手の衝撃値について, 198~873 K の温度範囲で調べた. また, Cu ろう以外に Au ろう, Ni ろう, Ag ろうとの比較も行い, 次の結果を得た.

(1) 0.17%C 鋼/1.04%C 鋼銅ろう付継手の衝撃値に及ぼす柱状相による両母材連結効果は, 373~673 K の温度範囲において顕著であり, とくに 673 K では 62 J/cm² と晶出が起きない Au ろう (BAu-2, BAu-4) の場合の 70% の値が得られた.

(2) Au 含有量の少ない Au ろう (BAu-1) では柱状 Fe-6~5%Cu-2~1%Au-0.8%C 合金により両母材が連結され、673~773 K で BAu-2, BAu-4 より高い衝撃値を示した。なお、Ag ろう (BAg-8), Ni ろう (BNi-2) では晶出は起きず、温度にはほぼ無関係に衝撃値は低かった。

(3) BCu-1, BAu-1 への Ni 添加により、いずれも柱状相中に Ni が合金化されるが、衝撃値向上にはつながらなかった。

終りに、本研究を遂行するに当たりご協力頂いた名城大学卒業生の方々に謝意を表します。

文 献

- (1) 吉田 亨, 大村博彦, 瀧上紀吉: 溶接学会誌, **46**(1977), 809.
- (2) 大村博彦, 吉田 亨: 溶接学会論文集, **2**(1984), 605.
- (3) T. Yoshida and H. Ohmura: Weld. J., **59**(1980), 278-s.
- (4) 吉田 亨, 大村博彦: 溶接学会誌, **49**(1980), 117.
- (5) 大村博彦, 吉田 亨: 溶接学会誌, **50**(1981), 924.
- (6) 大村博彦, 吉田 亨: 溶接学会誌, **51**(1982), 410.
- (7) 大村博彦, 川尻鉦二, 吉田 亨: 溶接学会論文集, **6**(1988), 499.
- (8) T. Yoshida and H. Ohmura: Weld. J., **64**(1985), 1-s.
- (9) 大村博彦, 川尻鉦二, 吉田 亨, 吉本 修: 溶接学会論文集, **8**(1990), 445.
- (10) 大村博彦, 吉田 亨: 溶接学会論文集, **4**(1986), 326.
- (11) T. Yoshida and H. Ohmura: Weld. J., **65**(1986), 268-s.
- (12) Diagrams and Tables for Quantitative Electron Probe Microanalysis, Toyota Central R&D Lab., Inc., (1970).
- (13) 副島啓義: 電子線マイクロアナリシス, 日刊工業新聞社, (1987), 399.
- (14) 大村博彦, 吉田 亨: 溶接学会論文集, **2**(1984), 293.
- (15) T. Yoshida and H. Ohmura: Weld. J., **61**(1982), 363-s.