各種炭素鋼ばり付摩擦圧接継手の疲れ強さ*

長谷川正義**, 家田 敏昭***, 滝 尚弘****

Fatigue Strength of Friction Welded Joints of Various Carbon Steels with Flash*

by Masayoshi Hasegawa**, Toshiaki Ieda*** and Naohiro Taki****

The fatigue strength of friction welded joint with flash decreased remarkably with the increase in upset pressure. This is caused by stress concentration with flash, as described in the previous report. In this study, the effect of flash on prevention of decrease in fatigue strength of friction welded joints was examined by means of rotating bending fatigue test using as welded joint specimens of S15C, S35C, S45C and S55C carbon steels under various friction welding conditions.

The following experimental results were obtained:

- (1) The reduction ratio of fatigue strength was lowered with the decrease in upset pressure. It was small in the case of high carbon steel under the same pressure.
- (2) The decrease in fatigue strength of S45C and S55C welded joints with flash was not observed when upset pressure was 64 MPa.
- (3) Hardness of toe of flash increased remarkably by a friction weld thermal cycle in the case of high carbon steel.
- (4) The stress concentration factor of welded joint with flash became large with the increase of upset pressure. It was high in the case of high carbon steel under the same pressure.
- (5) The effect of hardening on the fatigue strength was larger than that of stress concentration in the case of high carbon steel.

Key Words: Friction welded joint, Flash, Fatigue strength, Carbon steel, Friction welding condition, Hardening, Stress concentration

1. 緒 言

従来、摩擦圧接法は摩擦圧接の終了時に、ばりの除去ができる部品あるいはばりが付いていても強度および外観上さしつかえない部品の接合に多く用いられてきた。

しかし、摩擦圧接法は異種金属の接合が容易であるのみならず、材料の節減および高い生産性の実現が可能であることから、将来は接合部の幾何学的形状や発生したばりの硬化などの理由により、ばりの除去が困難な部品の接合にも盛んに用いられるものと思われる。

そこで著者らはすでに、種々の摩擦圧接条件により得られた、ばり付軟鋼圧接継手の回転曲げ疲れ試験を行い、疲れ強さに及ぼす圧接条件の影響を調べた。そして、疲れ強さに及ぼす摩擦圧力および全寄り代などの影響はわずかであるが、アプセット圧力の影響は顕著で、アプセット圧力の増加と共に疲れ強さは著しく減少することを明らかにすると共に、この主因は、ばり止端半径の減少に起因する応力集中であることを既報¹⁾で示した。

余盛付アーク溶接継手の疲れ強さを改善するには、種々の方法が提案されているが²⁻¹³⁾、それらの中で余盛止端半径を大きくし、応力集中を緩和することが最も効果的であることはよく知られている。

この点については、著者の一人も余盛止端部をハンマピーニング¹⁴⁾あるいはレーザにより再溶融¹⁵⁾して確かめているが、これらの疲れ強さの改善率はいずれも約50%であり、この改善の主因は余盛止端部の硬さの上昇および止端

半径の増大に伴う応力集中の緩和によるものであることを明らかにしている。

しかし、これらの改善方法はいずれも溶接終了後に止端半径を大きくするための処理をあらためて行うもので、生産性およびコストの面で大きな問題がある。

摩擦圧接継手の場合には、既報¹⁾で示したように、止端半径はアプセット圧力を変えることにより著しく変化させることができる。したがって、摩擦圧接時の熱サイクルにより硬化する材料を用い、ばり止端部を硬化させると共に応力集中ができるだけ生じない圧接条件を選定して摩擦圧接を行えば、圧接終了と同時に、ばり付でもばりを除去した継手と同程度の疲れ強さを持つ継手が得られるものと考えられる。

そこで、本研究では各種機械構造用炭素鋼を用い、種々の摩擦圧接条件により得られたばり付摩擦圧接継手の疲れ試験を行い、疲れ強さの低下防止に及ぼす炭素鋼種および圧接条件の影響について検討を加えた。その結果について報告する。

2. 実験方法

供試材料は Table 1 に示す化学組成を持つ直径16 mm の S15C, S35C, S45C および S55C の 4 種類の機械構造用炭素鋼中実丸棒熱間引抜き材（以下、炭素鋼という）を用いた。なお、同表には母材の機械的性質も併記してある。

摩擦圧接継手試験片の形状および寸法は既報¹⁾と同様で、全長220 mm、平行部直径12 mm および平行部長さ60 mm の母材丸棒平滑試験片をマイクロカットで二等分した後、摩擦圧接を行ったものを用いた。

また、実験に用いたブレーキ式摩擦圧接機、回転曲げ疲れ試験機および疲れ試験方法も既報¹⁾と全く同様である。

圧接条件は摩擦速度 60.8 S^{-1} を一定とし、Table 2 に示すように、摩擦圧力 P_1 、アプセット圧力 P_2 および全寄り代

*原稿受付 平成8年2月2日 平成7年度春季全国大会で発表

**正 員 中部大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Chubu University

***学 生 員 中部大学大学院 Student Member, Graduate Student, Chubu University

**** アサダ(株) Asada Co. Ltd.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of base materials.

Material	Chemical composition, mass%				
	C	Si	Mn	P	S
S15C	0.15	0.19	0.39	0.018	0.009
S35C	0.33	0.19	0.63	0.012	0.010
S45C	0.47	0.25	0.70	0.010	0.016
S55C	0.54	0.21	0.68	0.017	0.016

Material	Mechanical properties					
	Yield stress σ_y , MPa	Tensile strength σ_b , MPa	Elongation δ , %	Reduction of area ϕ , %	Fatigue limit σ_s , %	Vickers hardness HV
S15C	258	445	44.2	67.1	225	152
S35C	407	592	30.8	58.5	260	188
S45C	441	683	28.4	53.4	285	207
S55C	464	723	21.8	46.2	300	228

Table 2 Friction welding conditions.

Mark	Welding condition	Total loss, U_t , mm
A	Friction pressure, $P_1=32$ MPa Friction time, $t_1=10\sim18$ sec Upset pressure, $P_2=64$ MPa Upset time, $t_2=2$ sec	8
B	Friction pressure, $P_1=39$ MPa Friction time, $t_1=4.5\sim14$ sec Upset pressure, $P_2=78$ MPa Upset time, $t_2=2$ sec	2~12
C	Friction pressure, $P_1=51$ MPa Friction time, $t_1=6\sim9$ sec Upset pressure, $P_2=94$ MPa Upset time, $t_2=2$ sec	8

U_t を種々に変化させた。

また、種々の摩擦圧接条件により得られた各種炭素鋼圧接継手のビッカース硬さ分布およびばり止端部形状、すなわち、止端半径 r および止端角度 θ を既報¹⁾の方法により測定した。

3. 実験結果

Fig. 1, 2, 3 および 4 はそれぞれ S15C, S35C, S45C および S55C の疲れ試験結果を示したものである。なお、同図中には比較のために、ばりを除去した圧接継手および平滑母材の疲れ試験結果も示してある。いずれの炭素鋼の場合もばり付圧接継手の疲れ強さは P_1 および P_2 の減少と共に平滑母材のそれに近付く傾向が見られる。また、この傾向は高炭素鋼ほど顕著であった。

なお、いずれの炭素鋼の場合も $P_1=51$ で $P_2=94$ MPa による圧接継手試験片については、ばりを除去して疲れ試験を行なったが、この場合にはいずれの試験片も平滑母材と同程度の疲れ限度を示し、ばりを除去すれば、疲れ強さは上昇することが認められた。

Fig. 5 はばり付圧接継手の疲れ限度の低下率 R に及ぼす圧接条件および炭素鋼種の影響を調べた結果を P_2 に対して示したものである。ここで、横軸に P_2 を用いたのは既報¹⁾で示したように、疲れ強さおよび止端部形状に及ぼす P_1 の影響は P_2 のそれに比べ著しく小さく、 P_2 のみで整理してもさしつかえないことがすでに明らかとなっているからである。なお、疲れ限度の低下率 R は次式により求めた。

$$R = \{(\sigma_s - \sigma_j) / \sigma_s\} \times 100\%$$

Fig. 1 Effects of friction welding conditions on fatigue strength of welded joint. **Fig. 2** Effects of friction welding conditions on fatigue strength of welded joint. **Fig. 3** Effects of friction welding conditions on fatigue strength of welded joint. **Fig. 4** Effects of friction welding conditions on fatigue strength of welded joint.

Fig. 5 Effect of upset pressure on reduction ratio of fatigue strength of welded joint.

Fig. 6 Macrostructure of broken fatigue test specimen.

ここで、 σ_s は平滑母材の疲れ限度、 σ_j はばり付摩擦圧接継手の疲れ限度である。

同図によれば、 P_2 が94 MPa の場合の R は、いずれの炭素鋼の場合も8～13%と高い値を示しているが、 P_2 の減少と共に R も著しく減少する傾向が認められる。また R が最も減少した $P_2=64$ MPa の場合で比較すれば、S15C および S35C の場合の R は4.4および3.8%であるが S45C および S55C の場合はいずれも0%である。すなわち、S45C あるいは S55C を用い、 $P_2=64$ MPa の低い圧力で摩擦圧接を行えば、ばりを除去しなくてもばりを除去した継手と同程度の疲れ強さが得られることが明らかとなった。なお、 P_2 を64 MPa 以下にした場合には、いずれの炭素鋼による圧接継手も疲れ試験により接合面で破断したので、 P_2 をこれ以下にすることはできなかった。

Fig. 6 は疲れ破断した継手試験片の破断後の断面マクロ写真の一例を示す。(a)および(b)で示す S15C および S35C の場合には、いずれの圧接条件の場合も破断箇所はばり止端部である。しかし、S45C および S55C で P_2 が78あるいは

Fig. 7 Cracks in fatigue test specimen.

94 MPa と高い場合には、他の炭素鋼と同様にばり止端部で破断しているが、(c)および(d)で示す $P_1=32$ で $P_2=64$ MPa の場合には、いずれも母材平行部で破断している。

Fig. 7 はばり止端部に発生した疲れ亀裂の一例を示す。(a)および(b)で示す S15C および S35C の場合には、いずれも平行部よりやや断面の大きなばり側の止端部に亀裂が発生している。しかし、(c)および(d)で示す S45C および S55C で $P_1=32$, $P_2=64$ MPa の場合には、いずれも平行部で疲れ亀裂が発生していることが観察される。

Fig. 8～11 は圧接継手の硬さ分布に及ぼす圧接条件の影響を調べた結果を各種炭素鋼について示したものである。Fig. 8 に示す S15C の場合には、圧接条件の影響はほとんどなく、いずれの場合も圧接面の硬さが最も高く (HV188～195)、そこから母材側に向かってほぼ一様に低下し、圧接面から約7 mm 離れた位置で、母材の硬さとほぼ一致している。これに比べ、Fig. 9, 10 および 11 に示す S35C, S45C および S55C の場合には、この様相はまったく異なり、圧接条件の影響が顕著で、いずれの場合も P_1 および P_2 が増加すると共に圧接面の最高硬さは上昇するが、硬化域は逆に減少する傾向が認められた。

そこで硬さに及ぼす P_1 および P_2 の影響を明らかにするため、 P_1 を一定にし P_2 を変化させ、あるいは逆に P_2 を一定にし、 P_1 を変化させた場合について硬さの測定を行った。その結果、 P_1 は最高硬さおよび硬化域の両方に、また P_2 は硬化域にのみ影響を及ぼすことが明らかとなった。これは、本実験での全寄り代を8 mm と一定にしたため、 P_1 が高いほど、8 mm の寄り代を得るための摩擦時間 t_1 が短くなるので、圧接面は急加熱急冷されるため最高硬さは上昇し、逆に熱影響部の幅が減少するので、硬化域は狭くなるものと考えられる。また、 P_2 の増加により硬化域が狭くなるのは寄り代が増大し、熱影響部の幅が減少するためと考えられる。

Fig. 12 はばり止端半径 r および止端角度 θ に及ぼす圧接条件および炭素鋼種の影響を調べた結果を P_2 に対して示したものである。いずれの炭素鋼の場合も P_2 の増大と共に r はほぼ一様に減少し、 θ は逆に増大する傾向が認められる。また、 r および θ に及ぼす炭素鋼種の影響は顕著であり、高炭素鋼ほど r は減少し、 θ は増大する傾向が見られ

Fig. 8 Effects of friction welding conditions on hardness distribution of welded joint.

Fig. 11 Effects of friction welding conditions on hardness distribution of welded joint.

Fig. 9 Effects of friction welding conditions on hardness distribution of welded joint.

Fig. 10 Effects of friction welding conditions on hardness distribution of welded joint.

Fig. 12 Effect of upset pressure on toe radius and toe angle of flash.

Fig. 13 Effect of upset pressure on stress concentration factor of welded joint.

る。

Fig. 13 は Fig. 12 をもとに、種々の炭素鋼について圧接継手の応力集中係数 α に及ぼす P_2 の影響を調べた結果を示したものである。なお、 α を求める式は既報¹⁾と同様に両側に突出部を有する帯板の応力集中係数を求めるための次式¹⁶⁾を用いた。

$$\alpha = f(\theta) \cdot (\alpha_f - 1)$$

Fig. 14 Comparison of increment of hardness for base metal.

$$f(\theta) = \frac{1 - e^{-0.09 \cdot \sqrt{(t+2h)/2h} \cdot \theta}}{1 - e^{-0.90 \cdot \sqrt{(t+2h)/2h} \cdot \pi/2}}$$

$$\alpha_r = 1 + \{ \tan h^{1/2} [2\{\ell/(t+2h) + r/t\}] \} \cdot \{ \tan h[\{t+2h\}/t - 1]^{1/4} / (1-r/t) \} \cdot \{ [0.13 + 0.65(1-r/t)^4] / (r/t)^{1/3} \}$$

ここで、 $f(\theta)$ は角度係数であり、 t 、 h および ℓ はFig. 13の図中のモデルに示す寸法である。

同図によれば、いずれの炭素鋼の場合も P_2 の減少と共に α は減少する傾向が認められる。また、同一圧接条件における α は高炭素鋼ほど高い値を示している。

Fig. 14は疲れ破断した試験片を軸を含む断面で切断した後、硬さ測定を行い、母材に対する硬さの上昇分 ΔHV に及ぼす圧接条件の影響を調べた結果を示す。同図に示す●印は、 r と試験片平行部との接続点 m_0 の ΔHV であり、○印は疲れ亀裂発生箇所の ΔHV である。前述のように、S45CおよびS55Cで $P_2=64$ MPaの場合の疲れ亀裂発生箇所は硬さの上昇がほとんど見られない母材平行部であるから、亀裂発生箇所の硬さはほぼ母材の硬さである。しかし、これらの圧接継手も形状のみから見れば、疲れ亀裂発生箇所は、当然応力集中が起こるばり止端部（以下、本来の疲れ亀裂発生箇所という）となる。

そこで、本来の疲れ亀裂発生箇所を著者らがすでに銅めっき応力測定法を用いて測定した、種々のばり止端部形状を持つ摩擦圧接継手の応力が最大となる位置から推定し¹⁷⁾、その位置の ΔHV を同図中に◎印で示した。同図によれば、 m_0 点の ΔHV は高炭素鋼ほど高いことが認められる。

また、疲れ亀裂発生箇所（本来の疲れ亀裂発生箇所も含む）の ΔHV と m_0 点のそれとの差を比較すれば、この場合も高炭素鋼になるほどその差は大きくなることが認められた。

さらに、疲れ亀裂発生箇所の硬さはS15C、S35C、S45CおよびS55Cでそれぞれ約HV165、206、249および278であった。

なお、ばり止端部で疲れ破断した試験片についても硬化域の幅を m_0 点から十分に離れた母材平行部にまで拡大すれば、ばり止端部での破断が防止されることが考えられる。そこで、この目的でS45Cを用い、 $P_1=39$ 、 $P_2=78$ MPaを一定とし、 t_1 を4.5～14秒まで変えることにより U_1 を2から12 mmまで変えて、硬化域が変化するか否かを調べた。しかし、硬化域の変化はほとんどなく、いずれの U_1 の場合も m_0 点から母材側への硬化域は約1 mmであった。

4. 考 察

本実験によるばり付圧接継手の疲れ限度 σ_f の低下率が高炭素鋼ほど減少する原因として、硬さの変化、応力集中、残留応力および疲れ亀裂の伝播速度などの諸因子があげられる。しかし、硬さと疲れ限度との関係は他の因子のそれよりも比較的簡単な関係にあり、硬さと疲れ限度とはほぼ比例することがよく知られている^{18,19)}。

そこで、疲れ試験により得られたばり付継手の疲れ限度 σ_f を(1)疲れ亀裂発生箇所の母材に対する硬さの上昇分 ΔHV に起因する疲れ限度の増加分 σ_H と(2) σ_f から σ_H を差し引いた疲れ限度 σ_0 の2つに分けて定義し、

$$\sigma_f = \sigma_H + \sigma_0$$

とした。

ここで σ_0 は σ_f から単に σ_H を差し引いたものであるから σ_0 は母材そのものの硬さにもとづく疲れ限度分がほとんどであるが他に疲れ強さに影響を及ぼす因子、例えば、摩擦圧接に伴う残留応力および組織変化などのすべての因子にもとづく疲れ限度分 σ_R も含んでいる。

この式は破断箇所が硬化しているばり止端部の場合も硬化していない母材平行部の場合のいずれにも適用できる。

したがって、ばりによる疲れ強さの低下が見られないS45CおよびS55Cで $P_1=64$ MPaの場合の継手では、破断箇所が硬化していない母材平行部であるため $\Delta HV=0$ 、 $\sigma_H=0$ で、 $\sigma_f=\sigma_0$ となり、平滑母材の疲れ限度 σ_s と等しい疲れ限度が得られている。

しかし、この継手のばり止端部にはFig. 13に示したように応力集中が生じているにもかかわらず、この箇所破断せず、応力集中のない母材平行部で破断したのは、疲れに対して止端部の方が母材平行部よりも強いことを示すもので、その原因としてFig. 14に示した止端部の硬さの上昇の影響が考えられる。すなわち、S45CおよびS55Cで $P_2=64$ MPaの場合のばり止端部の疲れ亀裂発生箇所の疲れ限度 σ_{fE} （以下、本来の疲れ亀裂発生箇所の疲れ限度 σ_{fE} という）が本来の疲れ亀裂発生箇所の硬化により、平滑母材の疲れ限度 σ_s よりも高くなり、その結果、破断箇所が本来の疲れ亀裂発生箇所から母材平行部へ移動したものと考えられる。

すなわち、本来の疲れ亀裂発生箇所破断せず、母材平行部で破断したのは ΔHV の上昇が顕著で、その効果が大きいと考えられる。

そこで、この場合の継手の疲れ限度に及ぼす硬さの上昇 ΔHV の効果を検討するため、本来の疲れ亀裂発生箇所の疲れ限度 σ_{fE} を(1)ばり止端部の形状にもとづき低下した疲れ限度 σ_N 、(2) ΔHV に起因する σ_H と(3)残留応力や組織変化などの因子による疲れ限度分 σ_R に分けることができる。しかし後述のように(3)の σ_R の影響はほとんど認められないことから σ_{fE} の推定式では σ_R の項を削除して

$$\sigma_{fE} = \sigma_H + \sigma_N$$

と定義した。

したがって、 σ_{fE} はばり止端部の硬さの上昇および形状の影響のみを考慮したものである。

ここで、 σ_N は σ_s を切欠き係数 β で除した商である。

また、 β は段付丸棒の切欠き係数を求めるための次式²⁰⁾を用いた。

$$\beta = 1 + \xi_1 \xi_2 \xi_3 \xi_4$$

ここで、 $\xi_1 = 0.71 + 0.016 \sigma_B$

$$\xi_2 = 1 - e^{-0.10d}$$

$$\xi_3 = 1 - e^{-0.070d/r}$$

$$\xi_4 = 1 - e^{-5.75(1-d/D)}$$

なお、 σ_B は母材の引張り強さ、 d は平行部直径=12 mm および D は太径部の直径であるが、ここでは、ばりの谷底における直径=16 mm である。

まず、 ΔHV に起因する σ_H について検討する。本実験により得られた平滑母材の疲れ限度 σ_s と硬さとの関係から各種炭素鋼の単位 HV 当たりの疲れ限度の変化を求め、その平均値を求めると 1.389 MPa/HV となる。

なおここでは、平滑材から求めたこの値をばり付摩擦圧接試験片に対して採用するのであるが、疲れ限度に及ぼす硬さの影響は平滑材よりも切欠き材の方が大であることが知られていることから σ_H は安全側となるので、この値を用いて検討してもさしつかえないものと考えられる。

したがって、

$$\sigma_H = 1.389 \text{ MPa/HV} \times \Delta HV$$

となる。この値はすでに西島ら¹⁸⁾ および田中ら¹⁹⁾ が報告している 1.705 MPa/HV-9.506 および 1.569 MPa/HV に比べ、やや低い値である。

Fig. 15 はばり付圧接継手の疲れ強さに及ぼす硬さおよびばり止端部形状の影響を調べた結果を示したものである。まず、 σ_f が σ_s より低い S45C および S55C で $P_2=64$ MPa を除くすべての場合について検討すると、同図から明らかなように、 ΔHV の上昇による σ_H の値は S15C, S35C, S45C および S55C でそれぞれ約 19, 25, 59 および 69 MPa で、これらが σ_f に占める割合はそれぞれ約 9, 10, 21 および 24% となり、高炭素鋼ほど硬さの効果が大きいことを示している。したがって、疲れ限度の低下率が高炭素鋼ほど減少する主因は、疲れ亀裂発生箇所の硬さの上昇によるものと思われる。

一方、 $\sigma_f = \sigma_s$ となった S45C および S55C で $P_2=64$ MPa の場合について検討すると、本来の疲れ亀裂発生箇所の ΔHV はそれぞれ 43 および 52 で、これらの効果による σ_H は約 60 および 72 MPa である。また、 β と σ_s から求めた σ_N の値はそれぞれ 232 および 238 MPa となる。したがって、 σ_H

と σ_N を加えた本来の疲れ亀裂発生箇所の疲れ限度の推定値 σ_{JE} は S45C で 292 MPa および S55C で 310 MPa となり、これらの値はいずれも $\sigma_s=285$ および 300 MPa よりも 7~10 MPa 高い値を示している。したがって硬さの上昇効果により、これらのばり付圧接継手の疲れ破断箇所は母材平行部に移動し、ばり付でもばりを除去した継手と同程度の疲れ強さが得られたものと考えられる。

しかし、 σ_{JE} を求める式は前述のように、疲れ強さに及ぼす諸因子の中からばり止端部の硬さの上昇分と形状のみを取り上げただけであり、 σ_R は考慮していない。そこで、この式の妥当性について検討を加えた。

まず、S45C および S55C の 64 MPa を除くばり止端部で破断した圧接継手についても β を計算し、 σ_N を求めた。次に、この値と σ_0 とを同図に示すように比較して検討した。このように σ_0 と比較したのは前述のように、 σ_0 は σ_f から単に σ_H のみを差し引いたものであるから、当然、 σ_0 は硬さを除く、残留応力などのすべての因子の影響も含んでいるものである。その結果は同図から明らかなように、 σ_0 と σ_N の相違は、その差が最も大きな S35C の $P_2=78$ MPa の場合でも、わずかに約 4% 程度で、ほとんどが 1% 以下である。したがって $\sigma_0 \approx \sigma_N$ であることから、本実験の定義で求めた σ_{JE} はほぼ妥当な値であると考えられる。

また、疲れ強さに大きな影響を及ぼす主因子には残留応力があり、摩擦圧接継手部の表面近傍には圧縮残留応力が存在することが知られているが²¹⁾、前述の結果から、本実験ではその影響はほとんどないものと推察される。これは、ばり止端部の疲れ亀裂発生箇所が圧縮残留応力の最も高い接合面から約 3~4 mm とかなり離れているのに加え、この箇所の硬さが低い（最も高い S55C の場合でも硬さは約 HV280 および ΔHV は約 52 程度）ためと考えられる。

なお、疲れ試験によりばり止端部で破断した $P_2=78$ および 94 MPa の S45C および S55C の場合の ΔHV の効果による σ_H は母材平行部で破断した $P_2=64$ MPa の場合と同程度であった。これは同図から明らかなように、 $P_2=64$ MPa の場合の β は 1.26 であるのに比べ、 $P_2=78$ および 98 MPa の場合のそれはそれぞれ 1.33 および 1.48 と高くなったためと考えられる。

上述の結果から、S45C および S55C で $P_2=64$ MPa の場合のばり付圧接継手の疲れ限度がばりを除去した継手のそれと同程度となったのは、ばり止端部の硬化に加え、 P_2 の減少による止端半径の増大に伴う応力集中の緩和によるものと考えられる。

また、応力集中係数が高い、高炭素鋼ほど疲れ強さの低下はわずかであるが、これは応力集中によるマイナスの効果よりもばり止端部の硬化にもとづくプラスの効果の方が大きいためと考えられる。

したがって摩擦圧接時の熱サイクルによって、ばり止端部が十分に硬化する材料を用いると共に止端部の応力集中を緩和するため、64 MPa の低いアプセット圧力で摩擦圧接を行えば、ばりを除去しなくても、ばりを除去した圧接継手と同程度の疲れ強さを持つ継手が得られることが明らかとなった。

5. 結 言

ばり付摩擦圧接継手の疲れ強さをばりを除去した継手の

Fig. 15 Comparison of fatigue limit of friction welded joint.

それと同程度まで上昇させる目的で、ばり付継手の疲れ強さに及ぼす炭素鋼種および圧接条件の影響について検討を行い、次の結論を得た。

1) 疲れ強さの低下率は、いずれの炭素鋼の場合もアプセット圧力の低下と共に減少する。また、同一圧力における低下率は高炭素鋼ほどわずかである。

2) S45C および S55C を用い、 $P_2=64$ MPa の圧接条件により得られた継手は、ばりによる疲れ強さの低下はほとんどなく、ばりを除去した継手と同程度の疲れ強さが得られる。

3) 摩擦圧接時の熱サイクルによるばり止端部の硬化は高炭素鋼ほど顕著である。

4) 継手の応力集中係数はアプセット圧力の増加と共に増大する。また、同一圧力における応力集中係数は高炭素鋼ほど高い値を示す。

5) 高炭素鋼による継手の応力集中係数は低炭素鋼のそれよりも高いにもかかわらず疲れ強さの低下が小さい。これは、ばり止端部の応力集中の影響よりも硬化の影響の方が顕著であるためと考えられる。

参 考 文 献

- 1) 長谷川；ばり付鋼材摩擦圧接継手の疲れ強さに及ぼす圧接条件の影響，本会論文集，13-3 (1995)，463-469。
- 2) 益本，江原；金属材料の疲れ強さに及ぼす被膜および雰囲気の影響に関する研究の概観，本誌会誌，40-4 (1971)，262-275。
- 3) 益本，岩田，渡辺；金属浴浸漬急冷による鋼材溶接継手の疲れ強さ改善について(第5報)，本会会誌，42-11(1973)，1093-1099。
- 4) 永井，藤田，岩田，竹中；軟鋼の疲れ強さに及ぼす焼入れ時効の影響，本会会誌，44-1 (1975)，58-65。
- 5) 河合，鯉淵；高い平均応力下の溶接継手の平面曲げ疲れ強さに及ぼすグラインド仕上及びピーニングの効果，本会会誌，44-7 (1975)，588-595。
- 6) G.Z. Libertiny, T.H. Topper and B.N. Leis; The Effect of Large Prestrains on Fatigue, Experimental Mechanics, February (1977), 64-68。
- 7) 益本，赤石，H. Handl；溶接継手の疲れ強さ改善におよぼす局部加熱急冷の影響(第1報)；本会会誌，47-10(1978)，704-708。
- 8) 河合，宮本，塩野，才川；高張力鋼溶接継手の疲労強度に及ぼすビード止端処理の効果，本会会誌，48-9 (1979)，700-707。
- 9) 太田，工藤；すみ肉溶接継手の止端の研削及びワイヤピーニングによる疲れ強さ向上(第1報)，本会会誌，49-2 (1980)，110-116。
- 10) A. Niku-Lari; Influence of Residual Stresses Introduced by Shot Peening Upon the Fatigue Life of Materials, Experimental Techniques, March (1983), 21-25。
- 11) I.J. Polmer and D.R. Wilkinson; Effect of GTA Dressing on the Fatigue Properties of Aluminum Alloy Welded, Butt jointed and Fillet Welded Plates, Weld. J., March (1983), 78-81。
- 12) 大野，鯉淵；アルミニウム合金溶接継手の止端局所ピーニングによる疲労強度の向上効果，本会論文集，3-4(1985)，856-861。
- 13) 太田，浅井，大谷；すみ肉溶接継手の止端部のTIGアーク再溶融による疲労強度の向上，本会論文集，8-2 (1990)，254-261。
- 14) 益本，松田，岩田，長谷川，軟鋼溶接継手の疲れ強さ改善に及ぼす予ひずみ及びハンマピーニングの影響，本会会誌，51-7 (1982)，610-616。
- 15) 益本，杵名，長谷川；アルミニウム合金A5083P-O溶接継手の疲れ強さに及ぼす余盛止端部レーザ処理の効果，本会論文集，6-3 (1988)，420-425。
- 16) 西田，応力集中，森北出版，1976。
- 17) 長谷川，家田，浅田，滝；摩擦圧接継手の応力集中係数に及ぼすばり止端部形状の影響，摩擦圧接協会誌，2-3(1995)，121-128。
- 18) 西島，阿部；SCM3, SNCM8, SUS403 調質鋼の確率疲労特性，材料，26-280 (1977)，50-55。
- 19) 田中他；昭和61年度科学研究費補助金研究成果報告書，「金属材料疲労強度数値データベースの解析と耐疲労信頼性設計資料集の編集」(1987)，141。
- 20) 日本機械学会編；金属材料疲労強度の設計資料I(改訂第2版)，日本機械学会(1982)，125。
- 21) 沖田，福地，有年；快削ステンレス鋼の摩擦圧接継手における疲労き裂進展挙動，材料，38-432 (1989) 1033-1039。