低入熱摩擦圧接法による中・高炭素鋼継手の引張強度に及ぼす 摩擦時間、摩擦圧力の影響*

木村 真晃**, 大冢 陽右***, 日下 正広**, 瀬尾 健二**, 富士 明良****

Effect of Friction Time and Friction Pressure on Tensile Strength of Welded Joint for Medium and High Carbon Steels by Low Heat Input Friction Welding Method*

by KIMURA Masaaki**, OHTSUKA Yosuke***, KUSAKA Masahiro**, SEO Kenji** and FUJI Akiyoshi****

This report describes the effect of friction time and friction pressure on tensile strength of carbon steel welded joint by a low heat input friction welding method (LHI method) that was developed by authors. Medium (0.35%) and high (0.55%) carbon steel joints were made by friction speed of 27.5 s^{-1} through a continuous drive friction welding machine with an electromagnetic clutch in order to prevent braking deformation during rotation stop.

The experiments produced the following summarized results.

- (1) Medium carbon steel joint did not obtain the same tensile strength as that of the base metal, and the fracture occurred at the welded interface when it was made at friction time up to the initial torque by friction pressure of 30MPa. However, the joint obtained the same tensile strength as that of the base metal, and the fracture occurred at the base metal when it was made at friction time up to the initial torque by 90 MPa.
- (2) Medium carbon steel joint by 30 MPa fractured at the welded interface due to the unjoined region, which was produced at the peripheral region of the welded interface during friction process. The unjoined region had not produced with increasing friction pressure.
- (3) High carbon steel joint did not obtain the same tensile strength as that of the base metal, and the fracture occurred at the welded interface when it was made at friction time up to the initial torque by 30 and 90 MPa.
- (4) High carbon steel joint fractured at the welded interface due to the quench crack, which was produced during cooling stage after welding. The quench crack reduced with increasing friction pressure. However, the joint by high friction pressure (300 MPa) did not obtain the same tensile strength as that of the base metal, and it fractured at the base metal, because the center portion at the welded interface hardly joined after the initial torque.

Key Words: Friction welding, Low heat input, Medium carbon steel, High carbon steel, Friction time, Friction pressure, Joint tensile strength, Initial torque, Fracture, Welded interface, Unjoined region, Hardness, Quench crack

1. 緒 言

著者らは、得られる継手強度に差異がなく、従来法の半分以下の入熱量でかつ寄り代およびばりの排出量が非常に少ない摩擦圧接法、すなわち、低入熱摩擦圧接法（以下、LHI 法という）の提案を行い、これまでに、軟鋼同士の接合においてその有効性を実証してきた¹⁻³⁾。しかし、工業的には、軟鋼のような低炭素鋼よりもむしろ高強度である中・高炭素鋼への適用が必要である。一般に、軟鋼は炭素含有量が少ないことから溶接性が非常に良く、炭素含有量

が増加すると溶接が難しくなり、炭素当量が0.4%を超えると接合部およびその近傍で焼割れを生じることが知られている⁴⁾。このため、炭素含有量が多い鋼材を溶接するためには、溶接前後において熱処理を施さなければならず、簡便に溶接を行うことが難しいという問題点がある。摩擦圧接の場合でも接合する鋼材の炭素含有量により設定する圧接条件が異なっており、炭素含有量が多い鋼材を接合する場合は、摩擦圧力を増加させてある程度以上の寄り代が得られるようにJISによって規定されている⁵⁾。つまり、圧接面から多くのばりを排出させることによってばりに多量の熱を保持させ、継手に対してあたかも後熱処理を施しているような状態とすることで接合完了直後からの冷却速度を遅くさせる。JISでは、このような状態とすることで母材と同等の引張強度を有して母材から破断する継手が作製できるように圧接条件が設定されていると解釈することができる。しかし、LHI法は摩擦トルク曲線によって分けられる第1位相の終了直後、すなわち、初期トルク到達直後という非常に短い摩擦時間を目安として接合を完了する方法であるため、得られる継手は従来法よりも急冷熱サイクルで接合され、かつ排出されるばりも少なくなる。このため、排出

*原稿受付 平成17年3月30日 平成15年度春・秋季全国大会で発表

**正 員 兵庫県立大学 (旧、姫路工業大学) 大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, University of Hyogo (formerly, Himeji Institute of Technology)

***学 生 員 姫路工業大学大学院 (現: ㈱アシックス) Student Member, Himeji Institute of Technology (Present Address: ASICS Co. Ltd.)

****正 員 国立大学法人 北見工業大学工学部 Member, Faculty of Engineering, National University Corporation-Kitami Institute of Technology

されたばかりで摩擦熱を保有することは難しく、炭素含有量が多い鋼材を用いた場合には熱影響部（以下、HAZ という）で焼割れなどの溶接欠陥を生じる可能性が考えられる。したがって、中・高炭素鋼の接合に LHI 法を適用した場合の継手強度を明らかにすることは、非常に重要である。これまでに、小川ら⁹⁾が S55C を用いて摩擦時間と継手強度の関係を調べているものの、LHI 法で提案するような初期トルク到達直後という短い摩擦時間で接合を完了しようとする観点から、低入熱状態での摩擦時間と継手強度との関係を詳細に検討した報告は著者らの知る限り見受けられない。

そこで本報告では、軟鋼よりも炭素含有量が多く、かつ溶接性が異なる S35C および S55C を選択し、その接合に著者らが提案する LHI 法を適用した。そして、得られる継手の引張強度と圧接条件の関係、特に摩擦時間と摩擦圧力の影響について検討した。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料および試験片形状

供試材料には、外径 16 mm の S35C および S55C の機械構造用炭素鋼丸棒を用いた。供試材料の化学成分ならびに機械的性質を Table 1 に示す。Fig. 1 に示すように接合端面直径を 12 mm に旋盤加工し、チャック内での回転を防止するために掴み部の 3 方向を平削加工した。そして、これまでの報告¹⁻³⁾で用いた試験片と同様に平面研削盤により接合端面の研磨を行い、算術平均粗さを $0.05 \sim 0.15 \mu\text{m}$ の範囲に

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of used materials.

(a) Chemical compositions (mass %)

Material	C	Si	Mn	P	S
S35C	0.34	0.26	0.71	0.021	0.015
S55C	0.56	0.18	0.66	0.014	0.014

(b) Mechanical properties

Material	T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	El. (%)	Vickers Hardness
S35C	598	379	24	190
S55C	770	424	15	223

Fig. 1 Shape and dimension of friction welding specimen.

仕上げて試験片とした。なお、どちらの鋼材も焼鈍は行っていない。また、いずれの試験片も接合直前にアセトンにより脱脂してから実験に供した。

2.2 圧接条件および接合方法

接合には、これまでの報告¹⁻³⁾と同じ摩擦トルク測定装置を取り付けたブレーキ式摩擦圧接機を用いた。Fig. 2 に接合方法の概念図を示す。一般的なブレーキ式摩擦圧接では、Fig. 2 (a) に示すように設定した摩擦時間終了と同時にブレーキを作動させ、それと同時にアプセット圧力を付加させて接合を完了する方法が用いられている。これに対し本報告では、固定側試験片を電磁クラッチに取り付け、Fig. 2 (b) に示すように、設定した摩擦時間において電磁クラッチを遮断することによって摩擦圧力を加えたまま固定側試験片を回転側試験片と同速回転させることによって圧接面同士との相対速度を瞬時に零とする手法、すなわち LHI 法¹⁻³⁾を用いた。そして、S35C 同士または S55C 同士を、摩擦速度 27.5 s^{-1} の一定とし、摩擦圧力および摩擦時間を種々変化させて接合した。また、このとき得られる摩擦トルクを測定した。なお、アプセット圧力を付加することは可能であるが、本実験では基本的にアプセット圧力は付加していない。接合後、継手の圧接面から排出されたばりのみを除去し、

Fig. 2 Schematic diagrams of conventional method and LHI method.

ばりが出なかった継手についてはそのままの状態を引張試験片として継手の引張試験を行った。さらに、得られた継手の圧接面から回転側、固定側の軸方向へそれぞれ10 mm離れた位置を切断し、圧接面の断面マクロ観察を行った。なお、腐食には、硝酸1%、エタノール99%組成のナイトール液を用い、圧接面を横切る軸心部と外表面の中心である1/2R部（以下、1/2R部という）を観察した。また、測定荷重を9.8 N（1 kgf）として圧接面の1/2R部に相当する部分のビッカース硬さを測定した。

3. S35C 継手の寄り代と引張強度

3.1 継手の寄り代と摩擦時間の関係

S35C 継手の寄り代を摩擦時間で整理し、摩擦トルクと対応させて Fig. 3 に示す。なお、(a) が摩擦圧力 30 MPa の結果、(b) が 90 MPa の結果である。データにばらつきがある

(a) Friction pressure of 30MPa

(b) Friction pressure of 90MPa

Fig. 3 Relationship between friction time and burn-off corresponding to friction torque curve of S35C/S35C joint.

ものの、どちらの摩擦圧力でも継手の寄り代は摩擦時間の増加にともなって増加しているのがわかる。そして、初期トルク到達直後の摩擦時間、すなわち、30 MPa では 1.5 s、90 MPa では 0.5 s のときに、継手の寄り代はそれぞれ約 1.8、1.2 mm であり、圧接面から排出されたばりの量も非常に少なかった。なお、S35C 継手の摩擦過程での接合現象は同じ圧接条件における軟鋼同士の結果^{7,8)}とほぼ同様であり、また、初期トルクの値および初期トルク到達時間は、軟鋼同士のそれら^{7,8)}と比較しても大きな差異は認められなかった。

3.2 継手の引張強度と摩擦時間の関係

S35C 継手の引張強度を摩擦時間で整理し、摩擦トルクと対応させて Fig. 4 に示す。Fig. 4 (a) に示した 30 MPa の結果をみると、摩擦トルクが急上昇し始める摩擦時間 0.7 s では約 100 MPa と継手は十分な引張強度を有しておらず、圧接面から破断した。0.9 s となると引張強度が増加したものの

(a) Friction pressure of 30MPa

(b) Friction pressure of 90MPa

Fig. 4 Relationship between friction time and joint tensile strength corresponding to friction torque curve of S35C/S35C joint.

Fig. 5 Appearance of joint tensile test specimen after tensile testing of S35C/S35C joint by friction pressure of 90MPa.

その値は大きくばらついており、いずれも圧接面から破断した。さらに摩擦時間が長い 1.1 s では、ばらつきが減少したものの S35C 母材と同等の継手強度は得られず、初期トルク到達直前の 1.3 s では約 400 MPa の引張強度であった。初期トルク到達直後の 1.5 s でも引張強度に大きな差異はなく、実験を行ったすべての継手が圧接面から破断した。その後、摩擦時間の増加にともなって引張強度が増加したが、実験を行った範囲内ではすべて圧接面から破断した。一方、Fig. 4 (b) の 90 MPa の場合をみると、0.04 s では引張強度は非常に低く、すべて圧接面から破断した。摩擦時間の増加にともなって引張強度は増加し、初期トルク到達直前の 0.3 s において S35C 母材と同等の引張強度を有して母材から破断する継手もいくつか得られた。そして、初期トルク到達直後の 0.5 s では、軟鋼の場合と同様にアプセット圧力を付加しなくても S35C 母材と同等の引張強度を有し、母材から破断する継手が得られた。摩擦時間がこれより長い場合では、Fig. 5 に示すように破断面の一部に圧接面を含んだ母材部からの破断、すなわち混合破断となった。この原因については、次節で検討する。

3.3 継手破断面および圧接面近傍の観察

Fig. 4 に示したように、S35C 継手は、摩擦圧力 90 MPa の場合では初期トルク到達直後に S35C 母材と同等の継手引張強度を有して母材から破断したが、30 MPa では初期トルク到達直後の摩擦時間でも母材から破断する継手が得られなかった。そこで、30 MPa の引張試験後の破断面を観察した。その結果を Fig. 6 に示す。なお、破断面は初期トルク到達直後である 1.5 s と、定常トルク域である 3.0 s のときの継手のものである。1.5 s の継手の破断面をみると、図中の矢印で示した部分のように外周部の一部が焦げ茶色（写真では灰色）に変色しており、かつ起伏がほとんどない平坦な面となっているのがわかる。すなわち、この部分では初期トルク到達直後の摩擦時間でも圧接面の外周部が完全に密着できていなかった可能性を示している。また、3.0 s の破断面をみても 1.5 s の場合と同様に外周部の一部が焦げ茶色に変色して起伏がほとんどない平坦な面を呈していた。そこで、この平坦な面の部分が密着できていなかった可能性を確認するため、これら継手の圧接面近傍の断面マクロ

Fig. 6 Fractured surfaces of S35C/S35C joint by friction pressure of 30MPa.

Fig. 7 Cross-sectional appearances of welded interface regions of S35C/S35C joint by friction pressure of 30MPa.

観察を行った。その結果を Fig. 7 に示す。どちらの継手にも図中の○で囲ったように、圧接面の外周部において黒色の線を見ることができ、この部分を拡大すると、矢印の先に示すように一部が密着していない、すなわち、未接合部（写真では黒色）が存在することがわかる。これより、

摩擦圧力 30 MPa では、未接合部の存在により S35C 母材と同等の引張強度を有さなかったことがわかった。一般に、炭素鋼は高温となるほど、また炭素含有量が増加するほど酸化されやすくなる。つまり、炭素含有量の増加にともなう圧接面から排出するばりは酸化されやすく、結合-変形-破壊という結合分離を繰り返す圧接面外周部の密着性も損ないやすいと考えられる。このため、軟鋼の場合¹⁰⁾に比べて S35C では初期トルク到達時点でも圧接面同士が完全に密着しなかったと考えられるが、その詳細は明らかでなく今後の検討課題である。また、摩擦過程中的の接合現象を観察した結果から、ばりは母材降伏強度が負荷している摩擦推力を下回った時点で排出し始め、その後、摩擦トルクは初期トルクへと到達する現象が明らかにされている^{8, 10)}。この結果を踏まえると、摩擦圧力が 30 MPa よりも 90 MPa のときのばりが排出する時点の温度は低い、すなわち、摩擦圧力が高い条件では圧接面の到達温度が低いと考えることができる^{8, 11, 12)}。そのため、90 MPa の場合では、初期トルク到達直後の摩擦時間 0.5 s における圧接面の温度が 30 MPa の場合よりも低く、酸化が生じにくいために未接合部が発生しにくい。したがって、炭素含有量が増えた場合では、摩擦圧力を高くしたことで圧接面の外周部まで完全に密着されることによって未接合部の発生が抑制され、良好な接合が可能になったと考えられる。

以上のことより、LHI 法を用いる場合は、炭素含有量の多い鋼材では摩擦圧力を高くする必要があることがわかった。なお、摩擦圧力 30 MPa と低い場合でもわずかなアプセット圧力を付加することで未接合部の発生を抑制して健全な継手を得るための可能性を探るため、アプセット圧力 60 MPa、アプセット時間 6.0 s を付加した接合実験を行って継手を製作した。この継手では、圧接面には Fig. 6 のような未接合部が認められず、継手は約 620 MPa と母材と同等以上の引張強度を有して母材から破断した。このため、摩擦圧力が低い条件ではアプセット圧力を付加することでも母材から破断する継手を得ることもできる。

4. S55C 継手の寄り代と引張強度

4.1 継手の寄り代と摩擦時間の関係

S55C 継手の寄り代を摩擦時間で整理し、摩擦トルクと対応させて Fig. 8 に示す。なお、(a) が摩擦圧力 30 MPa の結果、(b) が 90 MPa の結果である。Fig. 8 は Fig. 3 に示した S35C 継手の場合と同様な結果、すなわち、どちらの摩擦圧力でも継手の寄り代は摩擦時間の増加にともなう増加し、30 MPa の 1.5 s、および 90 MPa の 0.5 s とともに約 1.0 mm と、初期トルク到達直後の摩擦時間における継手の寄り代は非常に少なかった。なお、S55C 継手の摩擦過程中的の接合現象も同じ圧接条件における軟鋼同士の結果^{7, 9)}とほぼ同様であり、初期トルクの値および初期トルク到達時間も軟鋼同士の

Fig. 8 Relationship between friction time and burn-off corresponding to friction torque curve of S55C/S55C joint.

のそれら^{7, 9)}とほぼ同じ値を示した。

4.2 継手の引張強度と摩擦時間の関係

S55C 継手の引張強度を摩擦時間で整理し、摩擦トルクと対応させて Fig. 9 に示す。Fig. 9 (a) に示した 30 MPa の結果をみると、摩擦トルクが急上昇し始める 0.7 s では継手の引張強度がばらついており、いずれも圧接面から破断した。摩擦時間の増加にともなう引張強度が若干上昇したが、いずれも引張強度が約 150 MPa と S55C 母材のそれよりも非常に低い値であった。初期トルク前後の 1.3 s および 1.5 s でも引張強度は低く、継手は圧接面から破断した。2.0 s 以上となると引張強度は摩擦時間の増加にともなうわずかに増加したが、いずれも圧接面から破断した。一方、Fig. 9 (b) に示した 90 MPa の場合をみると、0.04 s では引張強度が非常に低い値であり、摩擦時間の増加にともなう引張強度は増加した。しかし、初期トルク到達直後の 0.5 s でも継手は S55C 母材と同等の引張強度が得られず、圧接面から破

Fig. 9 Relationship between friction time and joint tensile strength corresponding to friction torque curve of S55C/S55C joint.

断した。さらに摩擦時間が増加した 1.5 s となると継手は S55C 母材の引張強度に近い値を示し、S55C 母材から破断した継手も得ることができた。そして、2.0 s となると、継手は S55C 母材とほぼ同等の引張強度を有し、混合破断もしくは母材破断となった。しかし、摩擦時間がさらに長い 2.5 s では、引張強度が約 685 MPa と S55C 母材のそれよりも低くなった。

4.3 継手破断面および圧接面近傍の観察

S55C 継手が初期トルク到達直後の摩擦時間で母材と同等の引張強度が得られない原因を探るため、破断面の観察を行った。S55C 継手の破断面の観察結果を Fig. 10 に示す。なお、破断面は、摩擦圧力 30 MPa では初期トルク到達直後の 1.5 s と定常トルク域である 3.0 s を、90 MPa では初期トルク到達直後の 0.5 s と定常トルク域である 2.0 s の場合のものである。30 MPa の場合をみると、S35C の場合と同様にどちらの摩擦時間でも、図中の矢印で示すように外周部の一部に焦げ茶色に変色した部分、すなわち、未接合部が認められた。また、破断面全体の起伏がほとんどなく、全体的に平坦な面であった。一方、90 MPa の場合をみると、2.0 s 以上の摩擦時間では外周部に未接合部が認められたが、0.5 s では未接合部がみられず、破断面全体がほぼ平坦な面となっているのがわかる。このように、0.5 s の場合の破断面には未接合部がみられないが、Fig. 9 (b) に示したように継手の引張強度は母材のそれよりも非常に低く、圧接面から破断している。この原因を検討するため、S55C 継手の圧接面近傍断面を観察した結果を Fig. 11 に示す。30 MPa の場合をみると、Fig. 7 に示した S35C の場合と同様に、図中の○で囲った部分、すなわち、下図の矢印の先に示すような未接合部が明瞭に観察できた。一方、90 MPa の継手にはばり部内に未接合部が認められたが、圧接面には明瞭には認

Fig. 10 Fractured surfaces of S55C/S55C joint under various friction pressures.

められなかった．ところが，図中の○で囲った部分を拡大すると，ばり部内の未接合部の先端に矢印で示すような鋭いき裂のような線が観察された．この矢印の先の部分をさらに拡大した写真を Fig. 12 に示す．図中の黒色で示した線のように細長く先端が尖って割れていることがわかる．このように，ばり部内の未接合部の先端から圧接面の軸心部へと延びたき裂の存在により，継手は非常に低い引張強度で圧接面から破断したものと考えられる．なお，S55C 継手のばりのみを除去した状態で浸透探傷試験を行ったが，浸透探傷試験ではき裂を確認することはできなかった．

Fig. 11 Cross-sectional appearances of welded interface regions of S55C/S55C joint.

Fig. 12 Microstructure of welded interface region of S55C/S55C joint at friction time of 0.5s by friction pressure of 90MPa.

4.4 圧接面の焼割れと硬度の関係

炭素鋼の場合，C，Mn，Cr など各添加元素の含有量によって焼割れ性が異なり，一般的に炭素含有量が0.4%以上の鋼材では焼割れを生じ易い⁴⁾．すなわち，Ms 点からの冷却が速ければ焼割れを生じ，遅ければ焼割れを生じない．したがって，炭素含有量の少ない S35C では継手は冷却速度にかかわらず焼割れを生じないが，S55C では，Ms 点が約 573 K (300℃)⁴⁾となるためこの温度からの冷却が速ければ焼割れを生じる．つまり，Fig. 11 に示したようなき裂は，接合後の比較的溫度が低くなってからの冷却中に生じた焼割れの可能性が考えられる．また，この焼割れを生じた周囲部分は Fig. 12 に示すように針状の組織，すなわち，マルテンサイト組織となっているのがわかる．焼入れされたマルテンサイトの硬さは炭素含有量の増加にともなって増加することから¹³⁾，マルテンサイト化した圧接面の硬度を測定することによって焼割れを生じているかどうかの判断ができると考えられる．そこで，種々の摩擦時間における S55C 継手の圧接面の硬度を測定し，摩擦トルク曲線と一緒にプロットして Fig. 13 に示す．なお，硬度はばらつくことが予想できたため，測定した10点の平均値およびその最大値と最小値をあわせてプロットした．また，図中には S55C 母材が焼割れを生じる硬度の最低値⁴⁾（以下，臨界焼割硬度という）を破線で示した．なお，この臨界焼割硬度は，ジョミニー試験によって得られる炭素含有量と焼入硬度の関係⁴⁾より求めた値である．Fig. 13 をみると，摩擦時間 1.0 s より少ない摩擦時間で接合した継手では臨界焼割硬度よりも高い値を示しているのがわかる．初期トルク到達直後の 0.5 s に注目すると，臨界焼割硬度よりもかなり高い値となっており，Fig. 11 に示したようなき裂は，焼割れであると考えられる．したがって，摩擦圧力 90 MPa の場合，初期トルク到達直後という短い摩擦時間で接合を完了させても，

Fig. 13 Relationship between friction time and Vickers hardness at welded interface corresponding to friction torque curve of S55C/S55C joint by friction pressure of 90MPa.

母材と同等の引張強度を有するような良好な継手が得られないということがわかった。

4.5 摩擦圧力の変更

前節では、初期トルク到達直後に接合を完了させた場合、S55C 継手では Ms 点からの冷却速度が速かったために圧接面に焼割れを生じた。焼割れを生じさせないためには、Ms 点からの冷却速度を遅くする必要がある。そのためには、摩擦時間を長くして継手への入熱量を増加させる¹⁴⁾、つまり、圧接面からばりを多く排出させることによってばりに多量の熱を保持させる方法が考えられる。しかし、摩擦時間を長くするということは、初期トルク到達直後という短い摩擦時間での接合完了を目安としている LHI 法の基本概念に反する。したがって、摩擦時間を増加させる方法の他に冷却速度を遅くするためには、圧接面が到達する最高温度を低下させる方法が考えられる。すなわち、S55C のよう

Fig. 14 Relationship between friction time and joint tensile strength corresponding to friction torque curve of S55C/S55C joint by friction pressure of 150MPa.

Fig. 15 Relationship between friction time and Vickers hardness at welded interface corresponding to friction torque curve of S55C/S55C joint by friction pressure of 150MPa.

に炭素含有量が多い鋼材を接合する場合には、摩擦圧力をさらに高くして最高温度を低くすればよいと考えられる。そこで、摩擦圧力を 150 MPa と増加させて接合実験を行った。得られた継手の引張強度を摩擦時間で整理した結果を Fig. 14 に示す。継手の引張強度は、初期トルク付近の摩擦時間である 0.3 s で大きくばらついており、S55C 母材とほぼ同等の引張強度を有する継手も得られたもののいずれも圧接面から破断した。初期トルク後の 0.5 s 以降の摩擦時間では引張強度にばらつきがなく S55C 母材とほぼ同等の引張強度が得られた。そして、1.0 s のときに継手は母材から破断した。これら継手の圧接面の硬度と摩擦時間の関係を Fig.15 に示す。初期トルク付近の摩擦時間 0.3 s では圧接面の硬度が臨界焼割硬度よりも高い値を示した。また、この継手のミクロ観察を行ったところ圧接面近傍にはマルテンサイト組織が認められたことから、摩擦圧力 150 MPa でも圧接面の到達温度が高く、初期トルク到達直後で接合を完了させても Ms 点からの冷却速度が速かったために継手は母材から破断しなかったと考えられる。しかし、1.0 s では臨界焼割硬度とほぼ同等の値であり、焼割れも認められなかった。さらに、この継手の圧接面近傍は Fig. 16 に示すように微細パーライトとマルテンサイトが混在した組織を呈しており、炭素鋼をやや遅い冷却速度で焼入れした場合の組織¹⁵⁾とほぼ同様であることから、0.3 s の継手よりも冷却速度は遅かったと推測することができる。また、この継手は、Fig. 9 (b) に示した摩擦圧力 90 MPa で母材から破断した継手が得られた摩擦時間 2.0 s よりも短い、すなわち、より初期トルクに近い摩擦時間で接合が完了できており、継手の寄り代も少ない。したがって、摩擦圧力を増加させると圧接面の最高温度が低くなり、Ms 点からの冷却速度が遅くなったために圧接面での焼割れの発生を低減することが示唆できたと考えられる。

そこで、圧接面の到達温度をさらに低くするために、摩擦圧力を 300 MPa と極端に大きく増加させて接合実験を行った。得られた継手の引張強度を摩擦時間で整理し、摩擦

Fig. 16 Microstructure of welded interface region of S55C/S55C joint at friction time of 1.0s by friction pressure of 150MPa.

Fig. 17 Relationship between friction time and joint tensile strength corresponding to friction torque curve of S55C/S55C joint by friction pressure of 300MPa.

Fig. 18 Fractured surfaces of S55C/S55C joint at friction pressure of 0.3s by friction pressure of 300MPa.

トルクと対応させて Fig. 17 に示す。初期トルク到達直後の摩擦時間 0.3s で母材の約 98% の引張強度が得られたが、継手は圧接面から破断した。また、これよりも摩擦時間が長い 0.5s では母材の約 76% の引張強度であり、継手は圧接面から破断した。これら継手の破断面の一例として、摩擦時間 0.3s の破断面を Fig. 18 に示す。図中の矢印で示す部分、すなわち圧接面中央部の様相が他の部分とは異なり、この部分だけが渦巻き状となっていることがわかる。この継手の圧接面近傍の断面を観察した結果を Fig. 19 に示す。図中の矢印で示すように、圧接面の中央部は接合されていないことがわかる。また、写真には示していないものの摩擦時間が長い 0.5s の継手でも圧接面の中央部は接合されなかった。これは、負荷した摩擦圧力が高すぎたことで外周部での発熱が中央部まで伝わらず、中央部が焼付きを生じて接合可能な温度に到達しない状態のまま母材同士が寄り始め、この部分が接合されていない状態に残り、引張試験ではこの部分から破壊が進行したために継手は圧接面から破断したと考えられる。しかし、圧接面は微細化したフェライトおよびパーライトからなる組織を呈しており、この継手には焼割れは認められなかった。したがって、摩擦圧力を増

Fig. 19 Cross-sectional appearance of welded interface region of S55C/S55C joint at friction pressure of 0.3s by friction pressure of 300MPa.

加させることで圧接面の最高温度が低くなり、圧接面での焼割れの発生を抑制することが可能であるが、あまり増加させると中央部での最高温度が低くなりすぎるためにこの部分が接合されないことがわかった。

以上の結果をまとめると、著者らが提案する圧接面の相対速度を瞬時に零とした接合、いわゆる低入熱摩擦圧接法を、S35C、または S55C の接合に適用した結果、初期トルク到達直後という短い摩擦時間で母材と同等の引張強度を有して母材から破断する継手を得るためには、接合する鋼材の炭素含有量の増加にともなって摩擦圧力を増加させる必要があることがわかった。しかし、摩擦圧力を極端に増加させると初期トルク到達後の摩擦時間でも圧接面中央部が接合されず、母材と同等の継手強度が得られないことがわかった。

5. 結 言

本報告では、著者らが提案する圧接面の相対速度を瞬時に零とした接合、いわゆる低入熱摩擦圧接法を、S35C 同士および S55C 同士の接合に適用し、得られる継手の引張強度と摩擦時間および摩擦圧力の影響について検討した。得られた知見を以下に要約する。

- (1) S35C 同士の場合、摩擦圧力 30 MPa では初期トルク到達直後の摩擦時間で S35C 母材と同等の引張強度を有して母材から破断することができなかった。しかし、90 MPa では初期トルク到達以降の摩擦時間において母材から破断する継手を得られた。
- (2) S35C 継手が摩擦圧力 30 MPa で圧接面から破断したのは、圧接面の外周部に未接合部が存在していたためであった。また、摩擦圧力を増加させることで未接合部

の発生を抑制できた。

- (3) S55C 同士の場合、摩擦圧力 30 MPa, 90 MPa とともに初期トルク到達直後の摩擦時間において S55C 母材と同等の引張強度を有して母材から破断することができなかった。
- (4) S55C 継手が圧接面から破断したのは、接合後の空冷中において圧接面が焼割れを生じたためであった。摩擦圧力を増加させることで焼割れの発生を抑制できたが、摩擦圧力が極端に高いと初期トルク到達後でも圧接面の中央部が接合されなくなり、母材と同等の継手強度が得られなかった。

謝 辞

本研究の一部は、(財) ひょうご科学技術協会の奨励研究助成金の援助で行った。ここに謝意を表します。また、本研究を遂行するにあたり、実験装置の製作などにおきまして、兵庫県立大学 (旧、姫路工業大学) 大学院工学研究科工作センターに御協力を頂いたことに感謝を申し上げます。

参 考 文 献

- 1) M. Kimura, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Observation of Joining Phenomena in Friction Stage and Improving Friction Welding Method, JSME International Journal (Series A), 46-3 (2003), 384-390.
- 2) M. Kimura, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Relationship between the Friction Time, Friction Torque, and Joint Properties of Friction Welding for the Low Heat Input Friction Welding Method, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 20-4 (2002), 559-565. (in Japanese)
- 3) M. Kimura, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Properties of Low Carbon Steel Joint by Low Heat Input Friction Welding Method, Proceedings of IIW Osaka 2004, 139-149 (Doc.-1290-04).
- 4) S. Owaku: Tekkou-Zairyou Sentaku-no point, Japanese Industrial Standards Committee (2000), 75-106. (in Japanese)
- 5) Japanese Industrial Standards Committee: JIS Z 3607 Recommended practice for friction welding of carbon steel, (1994). (in Japanese)
- 6) K. Ogawa, H. Yamaguchi, Y. Suga and K. Sakaguchi: Friction welding of S55C carbon steel, Journal of High Temperature Society, 17-5 (1991-9), 263-273. (in Japanese)
- 7) M. Kimura, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Effect of Various Conditions on Friction Torque in First Phase of Friction Welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 20-3 (2002), 432-438. (in Japanese)
- 8) M. Kimura, Y. Ohtsuka, G. B. An, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Effect of Friction Speed on Initial Seizure Portion on Welded Interface, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 21-4 (2003), 615-622. (in Japanese)
- 9) A. Hasui and S. Fukushima: On the Torque in Friction Welding, Journal of the Japan Welding Society, 44-12 (1975), 1005-1010. (in Japanese)
- 10) M. Kimura, H. Mioh, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Observation of the Joining Phenomena in First Phase of Friction Welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 20-3 (2002), 425-431. (in Japanese)
- 11) M. Kimura, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: Effect of Inner Diameter on Friction Torque in Friction Welding of Pipes, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 22-2 (2004), 233-239. (in Japanese)
- 12) M. Kimura, M. Kusaka, K. Seo and A. Fuji: An Experimental Study of Seizure Phenomena at Welded Interface of Friction Welding in Steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 23-3 (2005), 460-468. (in Japanese)
- 13) T. Maki: Singnificance of Quenching in the Heat Treatment of Steels, Journal of The Japan Society for Heat Treatment, 35-4 (1995-8), 195-199. (in Japanese)
- 14) H. Hira, F. Kanatani, T. Uemura, A. Shiomi and K. Amano: Study on the Type of Friction Welding (Report 2), Journal of the Japan Welding Society, 51-8 (1982), 693-700. (in Japanese)
- 15) The Japan Society for Heat Treatmant: Nyuumon Kinzoku-Zairyou no Soshiki to Seishitsu, Taiga-shuppan (2004), 13-23. (in Japanese)