

論 文

高張力鋼板における点溶接継手疲労強度の改善

篠崎 正利*・加藤 俊之*・入江 敏夫*・高橋 功*²

Improvement in Fatigue Strength of Spot Welded High Strength Sheet Steel Joints

Masatoshi SHINOZAKI, Toshiyuki KATO, Toshio IRIE, and Isao TAKAHASHI

Synopsis:

Fatigue strength of spot welded hot rolled high-strength sheet steel joints in long-life testing does not vary with tensile strength of the sheets. By extensive experiments using solid solution hardened steel, precipitation hardened steel and dual phase steel, two effective methods for improving the fatigue strength have been found.

One method is to generate moderate expulsion by welding with a current just above the upper lobe curve; endurance limits at 10^7 cycles increase by about twice as compared with those of the normal welding method. In this case, the decrease in tensile shear strength is less than 15%. This improvement in fatigue strength is due to the increase in effective area of corona bond, and due to the increase in residual compressive stress of nugget.

The other is the controlled tempering treatment during the welding schedule; endurance limits at 10^7 cycles increase by about twice as compared with those of the normal welding method. This improvement is due to the residual compressive stress at the weld generated by the tempering treatment.

1. 結 言

自動車車体の軽量化のために部品の素材を軟鋼板から高張力鋼板に置き換える際に生ずる多くの問題点の中で、最も大きなものの一つに点溶接継手の疲労強度がある。点溶接継手の疲労強度は同じ板厚の場合、高張力鋼板と軟鋼板とで差がない¹⁾ので疲労設計の部品は高張力鋼板を使うことができなかつた。疲労強度改善のため、スポット点数を増す、電極径を大きくする²⁾など³⁾、種々のくふうがなされているが、高張力鋼板の点溶接継手疲労強度そのものを向上させたという報告はほとんど見当らず、高張力鋼板の点溶接疲労強度が軟鋼板のそれと同じである理由についても知られていない。

著者らは点溶接継手の疲労強度におよぼす溶接電流の影響と、溶接後のテンパー通電⁴⁾⁻⁶⁾条件の影響を調べた結果、溶接電流を大きくして適度の散りを発生させた場合、およびテンパー通電の電流値と時間を適切に選んだ場合いずれも疲労強度が顕著に改善されることを見出し、その機構について考察を加えたので報告する。

2. 供試材と実験方法

実験は3段階に分けて行われた。すなわち、通常の点

溶接条件で溶接した継手の強度と母材の引張強さ (TS) との関係を整理するための実験 (実験 I)、溶接電流の影響を調べるための実験 (実験 II) およびテンパー通電の影響を調べるための実験 (実験 III) である。

実験 I で用いた鋼板は板厚 0.8~2.9 mm, TS 32~62 kgf/mm², C0.1 wt% 以下の冷延または熱延鋼板であり、これらには軟鋼, 固溶強化鋼, 析出強化鋼および Dual Phase 鋼が含まれている。溶接条件はそれぞれの板厚に応じた米国抵抗溶接機製造者協会 (RWMA) の A クラスに準じたが、溶接電流値は散り発生限界電流直下の値とした。電極には円錐台形 (CF 型) 電極を用い、1 点ダイレクト溶接を行つた (実験 I~III に共通)。なお、冷延鋼板については自動車製造工程を模して、2%引張予歪みを与えたのち点溶接とするともに、つづいて 180°C×30 min の時効処理を施し、熱延鋼板については母材のまま溶接した。

実験 II~III で用いた熱延鋼板の化学組成および TS を Table 1 に示す。S32 は軟鋼, S45 は固溶強化鋼, P55 は析出強化鋼および D55 は Dual Phase 鋼であり、記号の数字は TS レベル (kgf/mm²) を示す。実験 II の溶接条件を Table 2 に、実験 III のそれを Table 3 と Fig. 1 に示す。実験 II では溶接電流を、実験 III ではテン

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 26 日受付 (Received Oct. 26, 1981)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*² 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions, thickness and TS of steels used for experiment II and III.

Steel	Chemical compositions (wt%)							Thickness (mm)	TS (kgf/mm ²)	Experiment	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti			II	III
S32	0.07	0.04	0.26	0.012	0.013	—	—	2.3	33	○	—
S45	0.08	0.30	1.15	0.015	0.003	0.031	—	2.6	48	—	○
P55	0.12	0.06	1.39	0.017	0.0012	0.045	0.035	2.3 or 2.6	57	○	○
D55	0.07	0.54	1.55	0.021	0.007	0.043	—	2.9	55	○	—

Table 2. Welding conditions in experiment II.

Condition	Steel	Steel		
		S32	P55	D55
Tip diameter (mmφ)		9.0	9.0	9.0
Electrode force (kgf)		580	580	1000
Squeeze time (cycle)		30	30	115
Weld time (cycle)		29	29	29
Hold time (cycle)		15	15	40
Weld current (kA)		13~17	12~16	14~20

Table 3. Welding conditions without tempering in experiment III.

Tip diameter	9mmφ
Squeeze time	30 cycle
Weld time	33 cycle
Hold time	20 cycle
Electrode Force	900 kgf
Weld current : I_0	P55 : 14.0 kA S45 : 15.5 kA

Table 4. Abbreviations used in the text.

T	Thickness of sheet (mm)
TS	Tensile strength of sheet (JIS No. 5 specimen)
TSS	Tensile shear strength (kgf)
CTS	Cross tension strength (kgf)
DR	Ductility ratio, CTS/TSS (%)
FL	Fatigue limit of sheet (kgf/mm ²)
	Fatigue strength of welded joint at 10 ⁷ cycles (kgf)
FR	Fatigue ratio, FL/TSS (%)
D	Diameter of nugget (mm)
πDT	Area of cross section around nugget (mm ²)

残留応力測定には理学電機(株)製のX線回折装置を用い、測定条件はX線源:CrK α , フィルター:V, 電圧:30 kV, 電流:8 mA, スリット:0.35°, 照射面積 4×4 mm² または一部 2×2 mm² とした。

3. 実験結果

通常、点溶接継手の疲労強度は1点あたりの繰り返し最大荷重で示される。しかし点溶接継手の疲労強度を直接比較する場合には、用いた鋼板の機械的性質、板厚そしてナゲット径などの溶接条件、あるいは疲労試験片の形状などの疲労試験条件を考慮する必要がある。そこで点溶接継手の静的強度や疲労強度を、板厚とナゲット径を考慮した単位断面積あたりの強度に変換した。このことにより、これらの強度を母材のTSと比較することが可能となる。なお、強度と寸法に関しては Table 4 に示す記号を用いて表す。

3.1 通常溶接条件における継手の強度 (実験 I)

静的強度および疲労強度と母材のTSとの関係をFig. 2(a), (b)に示す。冷延鋼板と熱延鋼板における母材の疲労限(FL), 継手の単位面積あたりの引張せん断強度(TSS/ πDT)および単位面積あたりの十字引張強度(CTS/ πDT)は母材のTSに比例して増加するが、延性比(DR)は減少する。よつて従来定性的にいわれていたこと¹⁾が実験Iにより定量的に把握できた。また単位面積あたりの疲労強度(FL/ πDT)はTSS/ πDT の数~10数%であり、冷延鋼板のFL/ πDT はTSに対してやや増加するのに対して、熱延鋼板のFL/ πDT はTSに依存せず、約3.0 kgf/mm²と一定である。この差異は、冷延鋼板では前述したように歪み時効が施されていること、およびTS 40 kgf/mm²以上の鋼がすべて

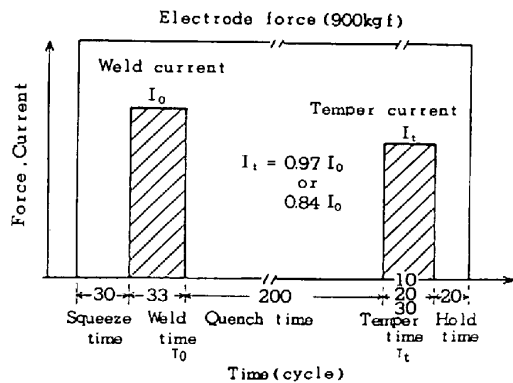


Fig. 1. Diafram of welding and following temper treatments in experiment III.

パー電流とテーパー時間を変えた。

静的強度と疲労強度を測定するための試験片形状、寸法および測定条件はそれぞれ JIS Z 3136, 3137 および WES-6602 に従った。疲労試験は(株)島津製作所製 5 t 電気油圧サーボ式試験機を用い、繰り返し速度 30 C/s, 負荷モードはサイン波の完全片振りで行った。

疲労試験結果を考察するため、疲労クラックやナゲット組織の観察と硬度、溶接中のナゲット内温度およびX線による残留応力の測定を行った。溶接中のナゲット内温度の測定にはアスベストでシールしたPR熱電対を用い、起電力の変化を電磁オシログラフにより記録した。

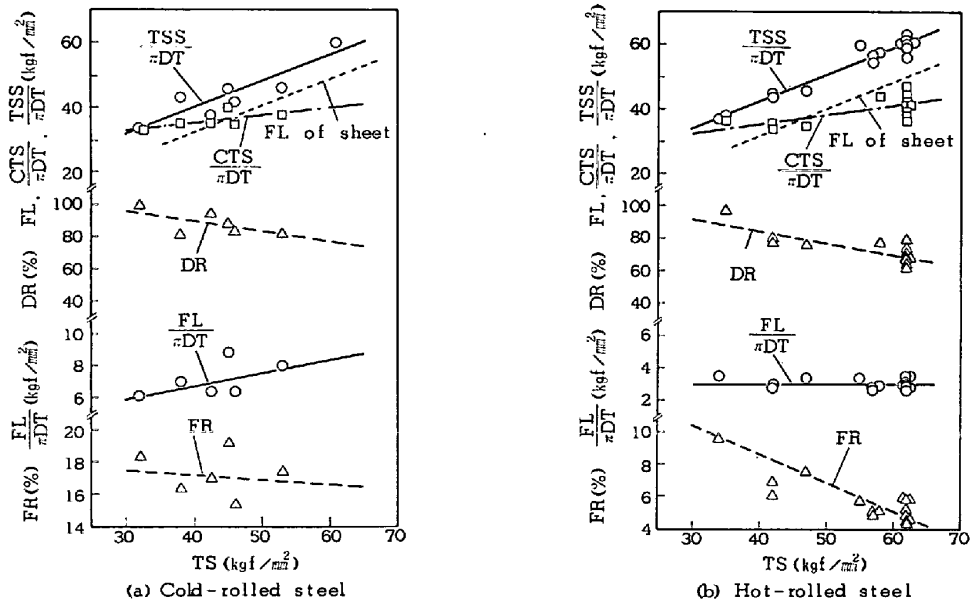


Fig. 2. Relation between $TSS/\pi DT$, $CTS/\pi DT$, DR, $FL/\pi DT$ of welded joints and FL of sheet, and TS of sheets.

Table 5. Regressive equations showing static and fatigue strength.

Specimen		Equation
Hot-and cold-rolled sheets		$FL = 0.85 \times TS - 1.9$
Welded joint	Hot-rolled sheet	$TSS/\pi DT = 0.83 \times TS + 8.9$ $CTS/\pi DT = 0.29 \times TS + 23.8$ $FL/\pi DT = 3.0$
	Cold-rolled sheet	$TSS/\pi DT = 0.80 \times TS + 7.7$ $CTS/\pi DT = 0.23 \times TS + 2.6$ $FL/\pi DT = 0.08 \times TS + 3.5$

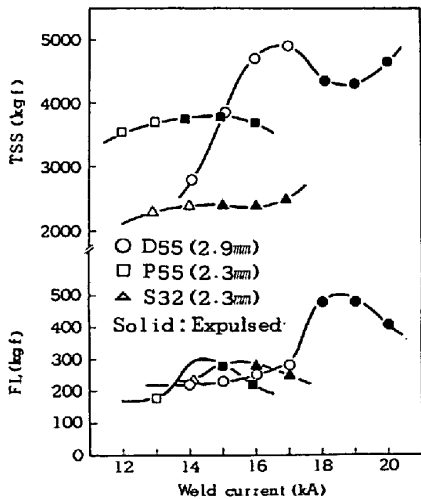


Fig. 3. Relation between TSS and FL of welded joints, and weld current.

Dual Phase 鋼であるため、歪み時効による母材および溶接部の強度上昇に差があるためと考えられる。なお、これらの強度の TS 依存性を回帰式で示すと Table 5 のようになる。そこで以下の実験では、 $FL/\pi DT$ の TS

依存性がなかつた熱延鋼板のみを用いて実験を行った。

3.2 溶接電流の影響 (実験II)

Fig. 3 に TSS および FL と溶接電流の関係を示す。S32 では散り発生による TSS の低下はほとんどなく、FL は散り発生によつて約 60 kgf 高くなる ($FL/\pi DT = 3.6 \text{ kgf/mm}^2$)。P55 では散り発生により TSS はやや低下するが、FL は約 100 kgf 高くなる ($FL/\pi DT = 4.1 \text{ kgf/mm}^2$)。D55 では TSS が散り発生によつて約 12% 低下するが、FL が約 220 kgf 高くなつて約 1.8 倍の改善がなされた ($FL/\pi DT = 5.6 \text{ kgf/mm}^2$)。いずれの鋼種においても FL が散り発生により改善され、最大値を与えるのは散り発生限界電流より 2 kA 高い電流値で溶接した時であり、TS の高い鋼板の方が改善の度合が大きく、とくに Dual Phase 鋼の場合にはその効果が顕著であつた。

D55 における疲労クラック発生状況を Photo. 1 に示す。通常、適正とされている散り発生限界電流より小さい溶接電流の場合(a)は疲労クラックがコロナボンドからナゲットに向かって進行し、ナゲットに達した所から進行方向を大きく変えている。このことはコロナボンドが十分には圧接されていなかったことを示唆する。散り発生限界電流の場合(b)にはクラックがコロナボンドから発生し、HAZ 内を伝播している。この場合にはシートセパレーションが起きている。また、散りが発生した場合(c)はクラックが母材から発生し、母材を伝播したと思われる。この場合には散りの残部がコロナボンドに存在している。

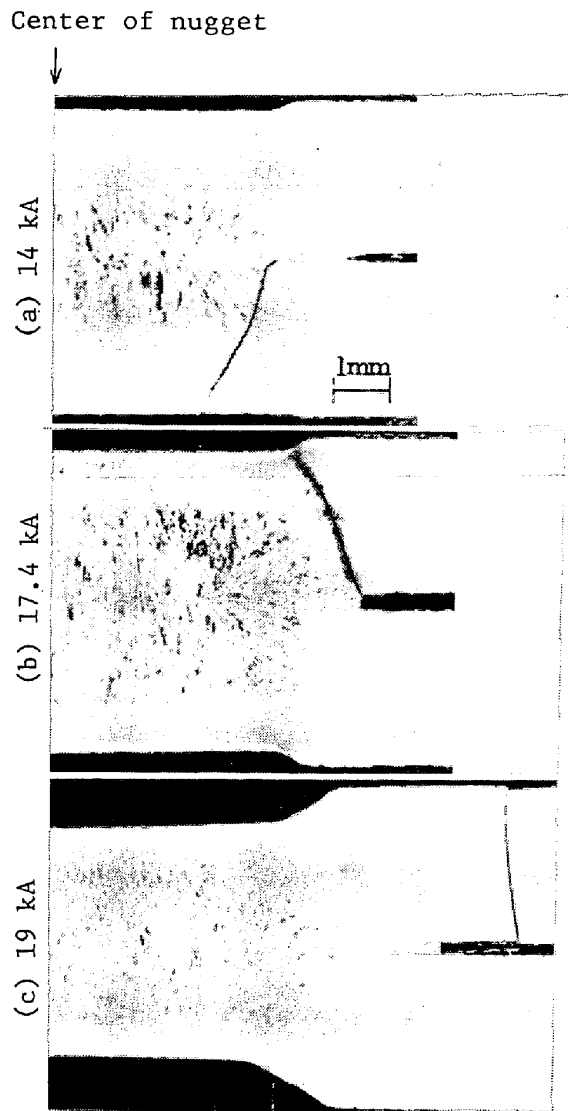


Photo. 1. Effect of weld current on fatigue cracking.

D55 における点溶接継手の疲労クラック発生位置が溶接電流によつて変化する様子を外觀スケッチにより Fig. 4 に示す。散り発生のない場合は疲労クラックがインデンテーション内部に現われるが、散りが発生した試片では母材に疲労クラックが現れる。

Photo. 1 と Fig. 4 から判断すると点溶接継手の疲労強度はコロナボンド部の形状やコロナボンド径により変化することがわかる。そこで疲労試験前のコロナボンド部の形状を調べた結果を Photo. 2 に示す。S32 ではコロナボンド部にマイクロ割れは認められないが、P55 ではすでに 0.35 mm 長さのマイクロ割れがある。このマイクロ割れが高張力鋼板の点溶接継手疲労強度を低くしていると考えられる。したがつて、散り発生はマイクロ割れをなくすとともに、散りの残部により有効なコロナボンド径を実質的に拡大する効果を有している。

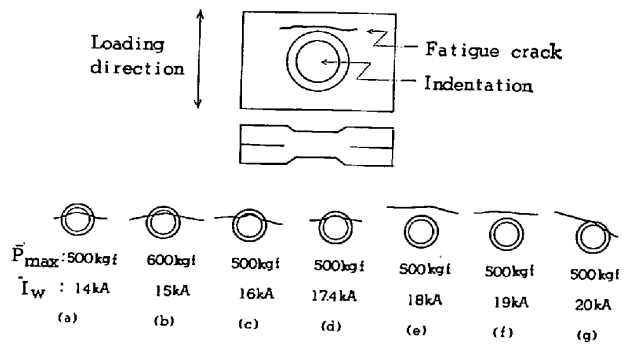


Fig. 4. Change in location of fatigue cracking in D55. P_{max} : maximum load, I_w : weld current (d): critical current for expulsion (e)~(g): expelled

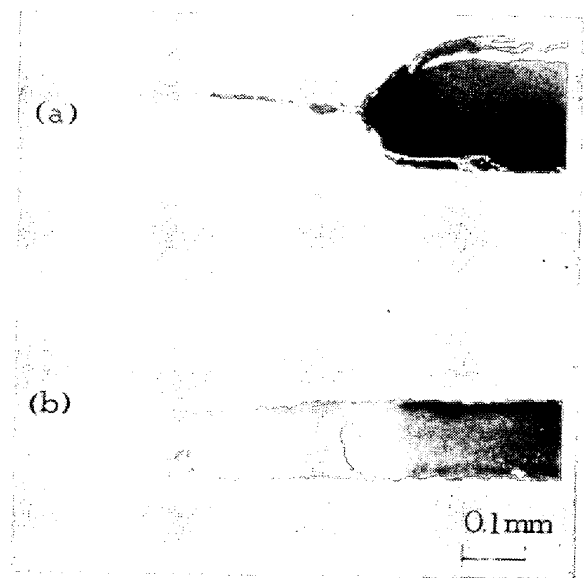


Photo. 2. Microcracks generated at corona bond after welding.

3.3 テンパー通電による疲労強度の改善 (実験 III)

Fig. 1 で示したテンパー通電条件を一つのファクターで表すため、入熱比 Q を (1) 式で定義する。

$$Q = (I_t/I_0)^2 \times (T_t/T_0) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで I_0 : 溶接電流 T_0 : 溶接時間

I_t : テンパー電流 T_t : テンパー時間

である。

Q に対して FL, CTS および TSS をプロットしたものを Fig. 5 に示す。テンパー通電により TSS は変化しないが CTS が改善されることが確認された。また従来最適とされているテンパー通電条件は Q に換算すると約 1.0 となり、入熱比 Q が 0.8 以上で CTS が最大になるという今回の実験結果と一致する。ところが FL は Q が 0.6~0.7 のとき最大になり、CTS が最大になる 0.8 以上ではテンパー通電しない場合の FL とほぼ同じ値に

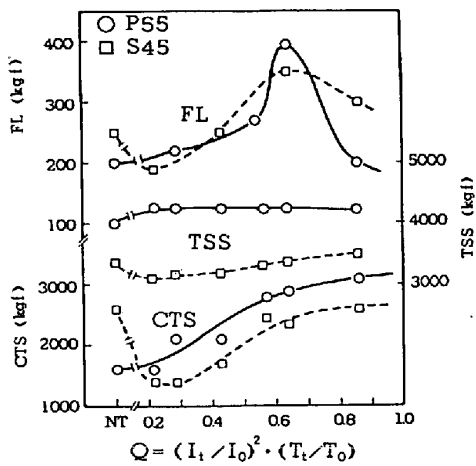


Fig. 5. Relation between FL, TSS and CTS of welded joints, and Q .

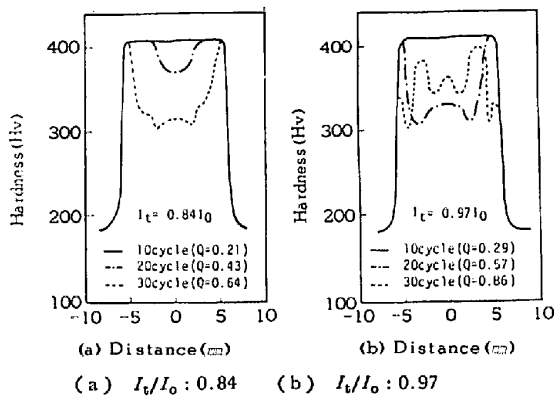


Fig. 6. Hardness traverse of tempered welds in P55.

低下する。したがってテンパー通電による CTS の改善と FL の改善はまったく別の機構に基づくと推察される。 Q が 0.6~0.7 のときの FL はテンパー通電しない場合の約 2 倍に改善される。このときの $FL/\pi DT$ は P55 が 4.8 kgf/mm², S45 が 4.0 kgf/mm² であつて, FL の改善の度合は TS の高い P55 の方が顕著である。この FL 改善の理由を調べるため以下の調査を行つた。

P55 の硬度分布を Fig. 6 に示す。 $I_t/I_0=0.84$ の場合 (a), 硬度分布の変化から $T_t=10$ サイクルではナゲ

ットのマルテンサイトは焼もどされていないが, $T_t=20$ サイクルではナゲット中心部から焼もどされ始め, FL が最高値を示した $T_t=30$ サイクル ($Q=0.64$) ではナゲットのほぼ全域が焼もどされたことが推察される。一方, $I_t/I_0=0.97$ の場合 (b) には $T_t=20$ サイクル ($Q=0.57$) でナゲット内のほぼ全域が焼もどされ, FL がテンパー通電を行わない溶接材と同程度の低い値になる $T_t=30$ サイクル ($Q=0.86$) ではナゲット中心部で 2 次マルテンサイト⁴⁾ が生成して再び硬化したことが推察される。S45 の硬度分布についても Fig. 6 とほぼ同様の結果が得られた。

テンパー通電した継手のマクロ組織の 1 例を Photo. 3 に示す。 Fig. 6 (b) の硬度分布と比較するとナゲット中心部のやや黒い部分は再硬化し始めている部分, そのまわりの白く見える部分は焼もどされている部分に対応する。そしてその外側の黒い部分が HAZ で, この部分での硬度が最も高い。

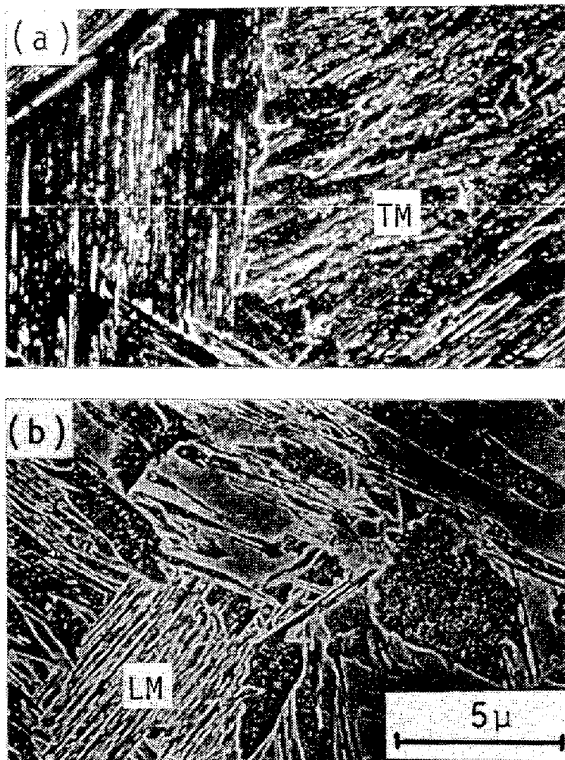
溶接部の走査電顕写真を Photo. 4 に示す。硬度が高い HAZ にはラス状のマルテンサイト (LM) が見られ, 硬度が低いナゲット中心部ではマルテンサイトが焼もどされている (TM) ことが実証された。

Fig. 7 はテンパー通電におけるナゲット内温度を測定した結果である。本通電では約 1700°C まで温度が上昇し, テンパー通電によつてマルテンサイトが焼もどされる約 600°C, 2 次マルテンサイトの源となるオーステナイトが生成する約 900°C, あるいは再びナゲットが溶融する約 1450°C にナゲット内の温度が上昇することがわかる。

このように疲労強度が改善されるテンパー通電条件下でナゲット内のマルテンサイトが焼もどされることが明らかとなつた。また, 疲労クラック発生状況はテンパー通電条件により変化せず, いずれも Photo. 1 (a) または (b) のようにコロナボンドから発生し, クラックは HAZ 内を伝播したことが観察された。



Photo. 3. Macrostructure of tempered joint in P55. $I_t/I_0 = 0.97$, $T_t = 20$ cycles



(a) center of nugget (HV310), TM: tempered martensite
 (b) HAZ (HV410), LM: lath martensite
 Photo. 4. Scanning electron micrographs of welded joint in P55.

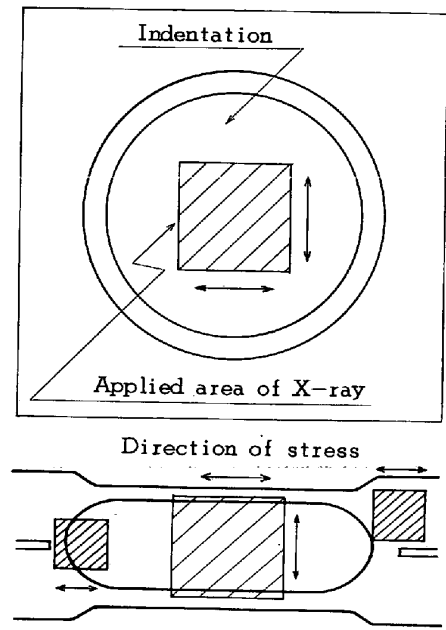


Fig. 8. Applied area of X-ray and measuring direction of stress.

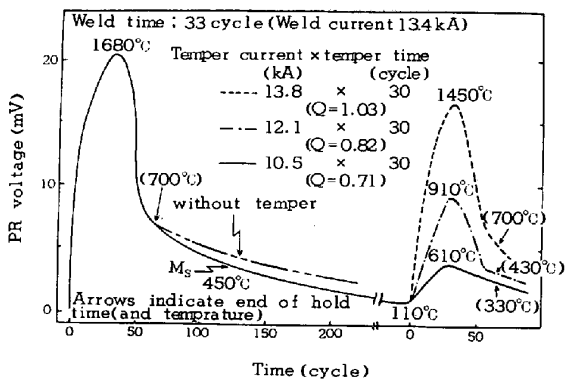


Fig. 7. Change in temperature at nugget center.

4. 考 察

高張力熱延鋼板における点溶接継手の疲労強度を改善する2通りの方法が示された。散りを発生させた場合の疲労強度改善機構は、疲労クラックの観察結果から、マイクロ割れの防止とコロナボンド径の拡大によると推定された。しかし、テンパー通電の場合には疲労クラック発生状況はテンパー通電条件を変えても変化せず、散り発生の場合とは別の改善機構を考える必要がある。

点溶接継手のナゲット内には熱収縮による引張残留応力が存在するといわれている³⁾。そこでテンパー通電条件による P55 および S45 の残留応力の変化をX線回

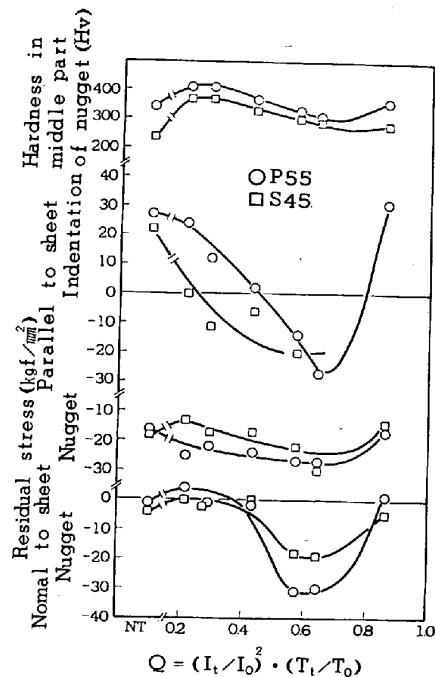


Fig. 9. Relation between hardness and residual stress at nugget, and Q .

折により調べた。その測定位置を Fig. 8 に、また測定結果をナゲット中心付近の硬度とともに Fig. 9 に示す。Fig. 9 と Fig. 5 の FL とを照合すると、FL が最も高くなる条件 ($Q=0.6\sim0.7$) でナゲット硬度が最低になり、残留応力がナゲットとインデンテーションの両方で圧縮になることがわかる。そして通常溶接した場合 ($Q=0$) と過大テンパーした場合 ($Q=0.86$) はほ

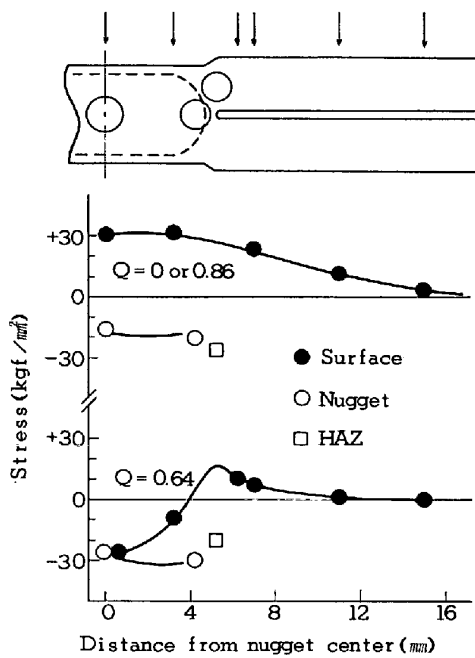


Fig. 10. Distribution of residual stress parallel to sheet in P55.

ほぼ同じ硬度と残留応力を有することがわかる。残留応力のうち、疲労強度と関係の大きい板面に平行な残留応力の分布を Fig. 10 に示す。

通常溶接された継手 ($Q=0$) や過大テンパーされた継手 ($Q=0.86$) ではインデンテーションとそのまわりの鋼板表面に引張残留応力が存在するのに対して、ナゲットとコロナボンドには圧縮残留応力が存在する。このような残留応力の分布はいわゆる変態型内部応力に属する残留応力であり、ナゲット内にマルテンサイトが生成するときの体積膨張により発生する。

一方、適切にテンパーされた継手 ($Q=0.64$) ではインデンテーションは圧縮であるがそのまわりの鋼板表面は引張である残留応力が存在し、ナゲットとコロナボンドには $Q=0$ や $Q=0.86$ の場合よりも強い圧縮残留応力が存在する。このような残留応力が存在する理由は $600\sim 700^\circ\text{C}$ でマルテンサイトが焼きもどされる際、電極加圧力 (約 14 kgf/mm^2) によりインデンテーションとナゲットが塑性変形し、そのまわりの HAZ と母材を押し拡げようとするためと考えられる。

前述したように、疲労クラックの発生状況はテンパー通電条件により変化せず、Photo. 1 で示せば (a) と (b) の中間すなわちコロナボンドからクラックが発生する。この部分の圧縮残留応力は、Fig. 10 に示したように、適切にテンパーされた継手の方が強く、この強い圧縮残留応力が疲労クラックの発生を抑制すると考えられる。この推察は Fig. 11 に示すように、疲労クラック

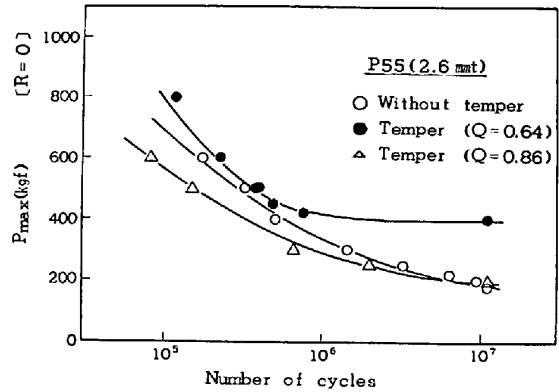


Fig. 11. Change in number of cycles to fatigue crack initiation by temper treatments.

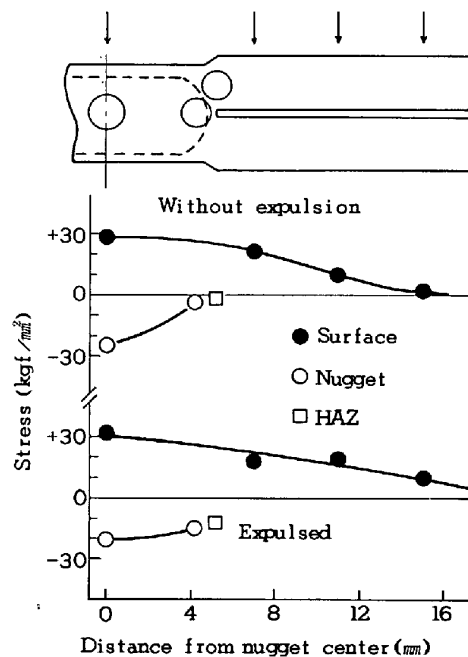


Fig. 12. Distribution of residual stress parallel to sheet in D55.

の開始時期が $Q=0.64$ の場合で最も長くなることにより支持される。なお疲労クラックの開始時期は、クラックが発生すると試片の剛性が低下し、設定荷重に対して実荷重がずれてくるので、実荷重を連続記録することにより決定した。

このように、適正なテンパー通電はコロナボンドに強い圧縮残留応力を発生させ、継手の疲労強度を改善することがわかったが、ひるがえって、散り発生による疲労強度改善の度合の大きかった D55 について同様の残留応力の測定を行い Fig. 12 の結果をえた。すなわち、散り発生した継手では通常溶接の継手に比べてコロナボンドと HAZ の圧縮残留応力が高くなっており、この場合にも圧縮残留応力が疲労強度改善の一因になっていることがわかった。散り発生によりナゲットおよびコロナボ

ンドの圧縮残留応力が増加する理由は、インデンテーションの深さが散り発生によつて急に増加することから、適切にテンパーされた継手と同様と考えられるが、ただそれと異なる点は、ナゲットにマルテンサイトが生成するため、インデンテーションには引張残留応力が発生することである。

実験Ⅲではクエンチ時間を200サイクルと一定にして実験を行ったが、クエンチ時間は短いほど工業的に有利である。有効なテンパー通電効果を示す最短クエンチ時間は、ナゲットがMs点以下に冷却される速度、すなわち板厚に依存するはずである。例えばP55のMs点は提案されている式^{9)~12)}を用いると約450°Cであり、Fig. 7から、板厚2.6mmのP55のクエンチ時間は90サイクルにまで短縮される可能性がある。

5. 結 言

高張力薄鋼板における点溶接継手の疲労強度を改善するための実験を行い、以下のことが判明した。

1) 高張力薄鋼板における点溶接継手のコロナボンド部にはマイクロ割れが存在し、これが疲労クラックの起点となるため疲労強度は高くない。散り発生限界電流より2kA高い電流で溶接すると、このマイクロ割れがなくなり、散り残部によりコロナボンドが拡大するとともにナゲットの圧縮残留応力が増加するので疲労強度が改善される。

2) 高張力薄鋼板における点溶接継手のインデンテーションには、変態型内部応力による引張残留応力が存在し、ナゲットには圧縮残留応力が存在する。溶接後、 $Q = (I_t/I_0)^2 \cdot (T_t/T_0)$ で与えられる入熱比が0.6~0.7の

条件でテンパー通電を行うと、ナゲット内のマルテンサイトが焼もどされると同時に電極加圧力により塑性変形が起こり、そのため溶接部全体に等方的な強い圧縮残留応力が生じるので疲労クラックの発生が抑制され、疲労強度が改善される。

3) TS 55 kgf/mm² 級の高張力熱延薄鋼板では散り発生あるいはテンパー通電により、10⁷ サイクルにおける点溶接継手の疲労強度が3.0 kgf/mm² から4.8~5.6 kgf/mm² に増大し、疲労強度は静的強度と同様に母材の引張強さに比例して増加する。

文 献

- 1) たとえば、田海幹生，戸来稔雄，坂本 徹：鉄と鋼，60 (1974)，S 547
- 2) J. DEFOURNY, R. D'HAeyer, and A. BRAGARD: IIW·III·646·80
- 3) 青山咸恒，藤本正男：材料，20 (1971) 217, p. 1094
- 4) A. BEEVERS and E. J. FRENCH: British Welding Journal (1962) 9, p. 523
- 5) 平塚一富，伊藤千寿：溶接学会誌，39 (1970) 3, p. 145
- 6) 安藤弘平，西口公之，仲田周次，安堂英夫：溶学前刷第2集，(1968)，p. 106
- 7) 別所 清，松岡 孝，長谷部茂雄，保母芳彦，川井俊彦：住友金属，26 (1974) 2, p. 38
- 8) 能勢二郎，佐藤之彦：抵抗溶接研究委員会，RW-56-75，(1975)
- 9) R. S. CHANDEL and S. GARBER: Metals Technology, (1977) 1, p. 37
- 10) W. STEVEN and A. G. HAYNES: JISI, 183 (1956), p. 349
- 11) K. W. ANDREWS: JISI, 203 (1965), p. 721
- 12) 日本金属学会：新制金属講座，新版材料篇，鉄鋼Ⅱ (1965)，p. 139