

高強度鋼のフラッシュ溶接技術

Flash-Butt Welding of High Strength Steels

一 山 靖 友*⁽¹⁾
Yasutomo ICHIYAMA

児 玉 真 二*⁽²⁾
Sinji KODAMA

抄 録

フラッシュ溶接法は高能率である特徴を有するが、その反面、溶接品質上の課題があり、適用対象が限られている現状にある。高強度鋼におけるフラッシュ溶接部の品質として重要な課題である溶接欠陥と溶接部靱性について解析し、これらに影響する各種因子について検討した。溶接欠陥に対しては溶接条件や鋼材成分の影響について述べ、溶接部靱性に対しては非金属介在物要因や組織要因について言及した。これらの知見に基づいて見出したアブセット制御に基づく品質向上化技術について述べ、スタード型電源応用による組織微細化についても紹介した。

Abstract

Welding technologies with high productivity is very attractive in the field of welding. Flash welding is essentially very fast welding and can meet this requirement. However, their weld properties, especially fracture toughness, have not been acceptable and thus the application has been limited. In this study, factors governing flash weld qualities have been studied using high strength steels. The effects of welding conditions and base metal chemical compositions on the weld defects are summarized. The effects of inclusions and microstructures on weld toughness are also discussed. Through these results, quality improvement methods by applying special upsetting conditions have been observed and these are presented in this paper.

1. 緒 言

フラッシュ溶接はアーク溶接の様に溶接箇所が所定の線上を移動しながら行う“線接合”に対し、対向する面を一挙に接合する“面接合”であり、溶接能率は極めて高い¹⁾。その適用分野は自動車用ホイールリムの接合や製鉄分野での熱間圧延コイル継ぎであり、全般に薄鋼板への適用が多い^{2,3)}。この分野における溶接品質上の課題は成形時の割れであり、接合面欠陥の低減が要求される。一方、厚鋼材の分野への適用例としては、パイプラインの現地溶接、軌条レールの溶接、海洋構造物や船舶の係留用チェーンの溶接等が挙げられる。

パイプラインの現地溶接を例にとった場合、例えば、750mm径、板厚19mmのパイプを自動でアーク溶接する場合、溶接時間は90min～120minであるのに対し、フラッシュ溶接法では3min程度と高い溶接能率が得られている⁴⁾。厚鋼材のフラッシュ溶接では先の溶接欠陥の抑制に加え、溶接部靱性の確保が要求される。これまでの研究は主に溶接欠陥の低減を扱ったものが多く、溶接部靱性に関する解析例は極めて少ないが、一般には溶接部靱性は母材に比べて著しく劣化し^{5,6)}、改善が望まれている。

近年、使用される鋼材はいずれの分野においても高強度化の趨勢

にあるが、溶接部の品質の確保は鋼材の高強度化とともに一層困難さを増してきている。本報告はこれらを背景としたものであり、高強度鋼板のフラッシュ溶接部の品質に影響する因子と品質向上化に関する検討を行った結果について述べる。

2. 高強度鋼のフラッシュ溶接接合面欠陥に及ぼす影響因子

フラッシュ溶接で発生する欠陥は電縫管溶接部に見られる欠陥(ペネトレータ、冷接欠陥)、あるいはガス圧接の衝合部に見られる欠陥(フラット破面)と形態が類似しているものであり、破面内には分散した酸化物が内在する。この例を写真1に示すが、底の浅い微細なディンプルとなっており、その底部には小さな非金属介在物(以後単に介在物と称する)が観察される。これらはSi, Mn, Alを含む酸化物であり、フラッシュ工程で端面に生成されてアブセット加圧工程で排出しきれずに接合面に残留したものである。フラッシュ溶接における加熱原理は主としてフラッシュ発生によるものであるが、そのプロセスは、①端面凸部の接触、②抵抗発熱と溶融、③電磁ピンチ力による接触部の破断、その後のアーク放電による飛散という3つの現象の繰り返しであり、アブセットに先だつて過大なフラッシュが発生した場合、端面には粗大なクレータが形成され欠陥

*⁽¹⁾ 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員 工博
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511 TEL:(0439)80-2300

*⁽²⁾ 鉄鋼研究所 接合研究センター 主任研究員

の原因となる。

図1は溶接条件の影響を示した例である(表1, Steel A)。接合面欠陥は曲げ試験での割れ発生率で評価しており、割れ長さ(1)の総和($\Sigma 1$)の曲げ試験片の幅の全長(=曲げ試験片の繰り返し本数(n)×曲げ試験片幅(L))に対する割合として求めたものである。割れの低減化に対してはアプセット代の増加とフラッシュ工程に先立つ予熱工程の付加が有効であることが分かる。写真2に示すように予熱を伴う条件では接合部中心に小さな鋳ばりがみられ、いわゆるサー

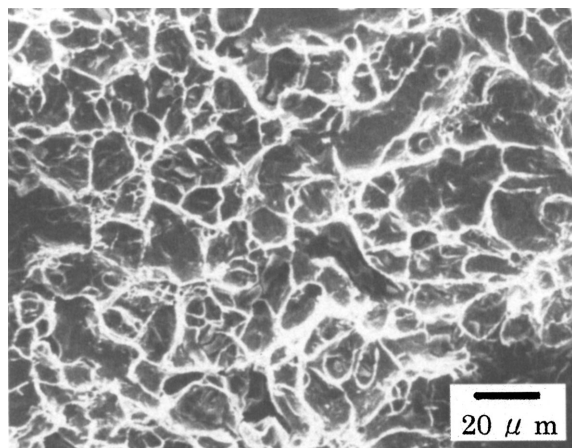


写真1 接合面欠陥部破面のSEM像
SEM image of fractured surface in defect area

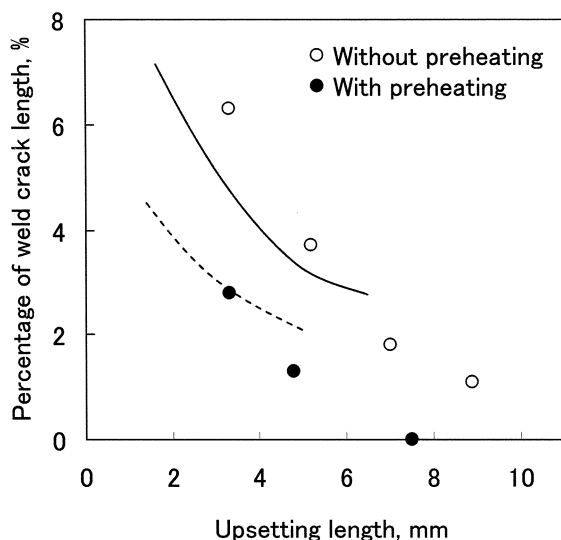


図1 接合面割れ発生率に及ぼす予熱およびアプセット代の影響
Effect of preheating and upsetting length on weld crack length (Steel A)

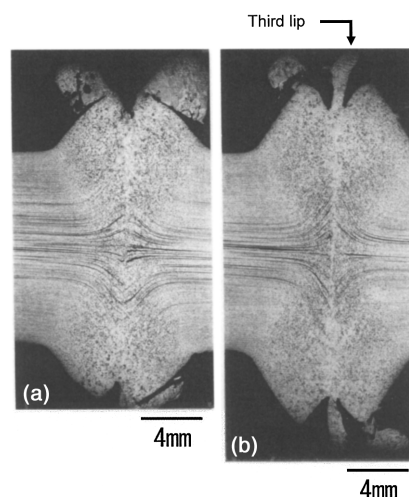


写真2 溶接部断面の比較
Cross-section of welds
(a) Without preheating (b) With preheating.

ドリップ⁷⁾の生成が顕著となる。サードリップは試験片端面に形成されていた溶融層がアプセット加圧によって排出される結果生じることから、予熱の付加によって欠陥が低減する理由は、入熱の増加によって溶融層形成が促進され、アプセット加圧時に酸化物の排出が容易になるためと思われる⁸⁾。

接合面欠陥はその発生原理上、鋼材の成分によって大きく影響される。軟鋼板の場合、割れ発生率は一般にAl量とともに増大するが、これは高強度鋼に比べてSi, Mnの含有量が少なく、酸化傾向の強いAlで概ね整理されるためである⁹⁾。一方、高強度鋼では鋼種によって著しく割れが拡大する場合があります、酸化性元素の含有量のみならず接合部の延性も関与することが予想される。これら影響について表1のGr. Dに示す板厚2.4mm~3.2mm、引張り強さ323MPa~691MPaの薄鋼板を用いて検討した。供試鋼はSi-Mn系の軟鋼板および高強度薄鋼板であり、一部にCr, Nb, Vを微量含有する鋼板を含む。溶接欠陥はポンチ径7mm、曲げ角度180°の曲げ試験で行い、割れ発生率で評価した。図2はSi量を3水準とし、C量とSi量とで割れ発生率を整理した結果である。C, Siともに割れ発生率を増大させる。また、溶接後に950℃×30min+炉冷の焼きなまし熱処理を行って溶接部を軟化させた継手は割れ発生率が顕著に減少する。

図2よりSiの影響は累乗的であり、CとSiは互いに割れ発生率を増幅させている関係となっていることから、割れ発生の度合いを表す評価式(Feq)をMn, Alも含めて(1)式のように構成し、40鋼種の高強度鋼板を供試材とし、係数 α , β_1 , β_2 , nを回帰的に求めた。

表1 供試鋼の化学成分
Chemical compositions of steels used (mass%)

Mark	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Al	Others	Thickness (mm)
A	X80	0.082	0.25	1.84	0.011	0.001	-	0.19	0.09	0.043	0.023	Cu, Ti, V	12
B	980HT	0.07	0.23	1.9	0.015	0.008	1.8	-	-	-	0.04	Ti, V	13
C	X65	0.087	0.19	1.29	0.011	0.0007	-	-	0.22	0.034	0.033	Ca	8
* Quenching: 920℃×15 min+WQ, Tempering: 600℃×15 min+AC													
Gr. D	Sheet steels	0.013-0.171	0.01-1.24	0.19-1.62	0.009-0.026	0.009-0.023	0.0-0.4	-	-	0.0-0.05	0.002-0.100	V	2.4-3.2

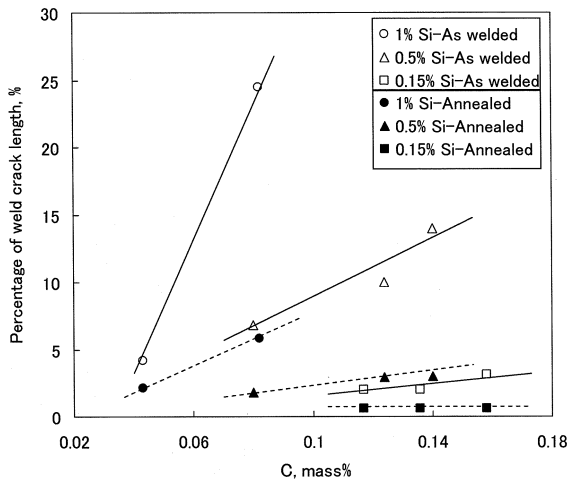


図2 接合面割れ長さに及ぼすC, Siの影響
Effect of C and Si contents on weld crack length (Steel Gr. D)

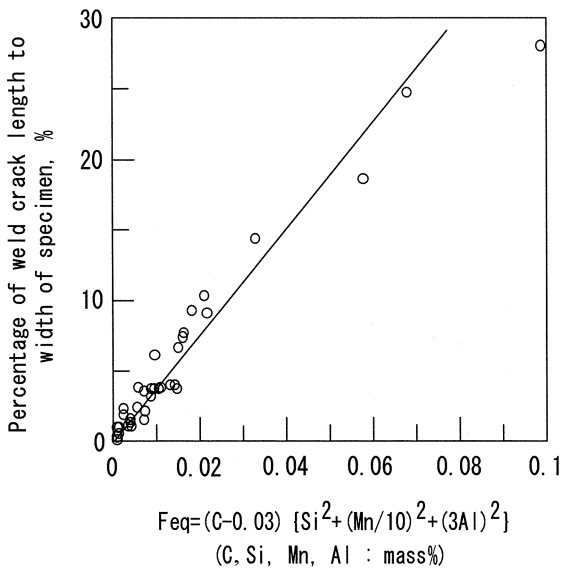


図3 接合面割れ長さに及ぼす鋼材成分の影響
Effect of base metal chemical compositions on weld crack length (Steel Gr. D)

$$Feq = (C - \alpha) \{Si^n + (\beta_1 \cdot Mn)^n + (\beta_2 \cdot Al)^n\} \quad (1)$$

(C, Si, Mn, Al: mass%)

その結果、 $\alpha = 0.03$, $\beta_1 = 0.1$, $\beta_2 = 3$, $n = 2$ が得られた。実際の割れ発生率との対応を図3に示したが、良い相関を示すことが分かる。(1)式は、定性的にはSi, Mn, Alが端面への酸化物の残留に影響し、Cは延性を左右することからこれら酸化物を起点とする剥離破壊の周辺への拡大に影響すると考えられる⁹⁾。

3. 高強度鋼のフラッシュ溶接部靱性に及ぼす影響因子

一般に高強度鋼の溶接熱影響部(HAZ)靱性は概ね溶接入熱と鋼材成分に支配されるが、加圧溶接であるフラッシュ溶接の場合、溶接部靱性には多くの要因が交錯しその解釈が難しい。これら影響因子について表1のSteel A鋼を用い、以下に系統的検討を行った。

図4は溶接部のシャルピー衝撃試験結果である。溶接部の靱性は溶接ままでは極めて悪く、溶接後に焼ならし熱処理(920℃×5 min

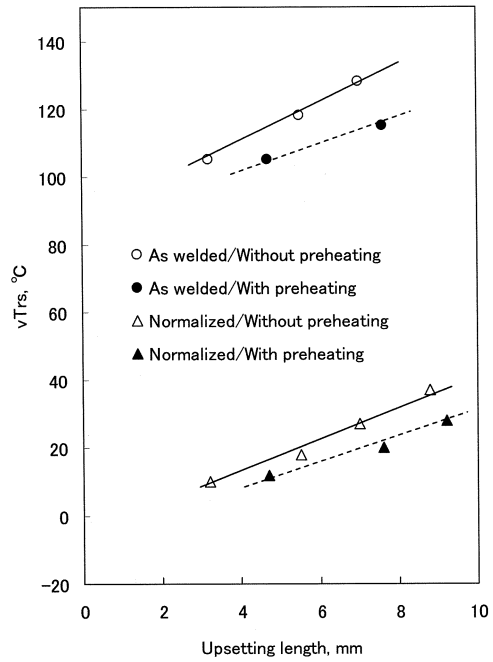


図4 アブセット条件がvTrsに及ぼす影響
Effect of upsetting conditions on vTrs (Steel A)

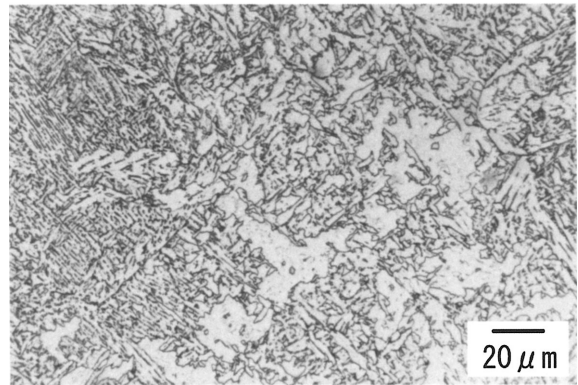


写真3 接合部中心におけるマイクロ組織
Microstructure at weld interface

+空冷)を施すことによって靱性は大幅に改善される。アブセット代の増大は欠陥低減に効果があったが、靱性に対してはむしろ逆の傾向となりvTrsを上昇させる。溶接部のマイクロ組織は写真3に示すように粗大化した上部ベイナイト組織となっており、一般の大入熱アーク溶接のHAZで見られる組織と同様である。また、接合部中心には局所的な軟化域が認められたが、局所軟化域の存在はその程度が大きくなると靱性低下要因となる¹⁰⁾。このような硬さの不均一さは溶接後の焼きならし熱処理によって一様となる。

図5は溶接部中心から1mm毎に切り欠き位置を変化させ、各位置での旧オーステナイト粒径とvTrsとの関係を調べた結果である。比較のためフラッシュ溶接熱履歴を模擬したHAZ再現熱履歴試験を行い、最高到達温度を900℃から1100℃, 1250℃, 1350℃と変化させた再現HAZ材を作製し同様の関係を調べた。再現HAZ材での結果を図中に▲印で示す。最高到達温度の高い側の3点(1350℃, 1250℃, 1100℃の条件)は概ねHAZ粗粒域に相当するが、この条件におけるvTrsの値は $d^{-1/2}$ (d:旧オーステナイト粒径)とほぼ直線関係にあり、

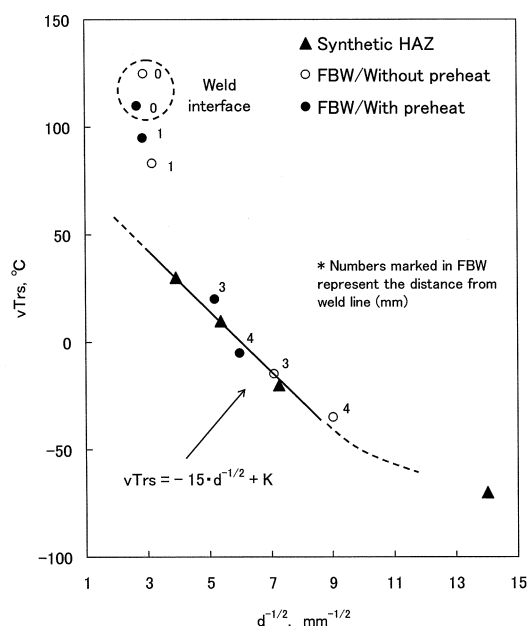


図5 vTrsに及ぼす旧γ粒径の影響
Effect of prior γ grain sizes on vTrs (Steel A)

次式で示された。

$$vTrs = A \cdot d^{-1/2} + K \quad (2)$$

ただし、d：旧オーステナイト粒径(mm)，A：粒径依存係数(℃/mm^{-1/2})=-15，K：定数

実際の溶接継手での結果を図中に○(予熱無し)，●(予熱有り)で示す。vTrsとd^{-1/2}との関係は、接合界面から3mmおよび4mm離れた位置(図中に3，4で表示)では再現HAZで得られた直線関係とほぼ同様の傾向にあるが、接合界面(図中0で表示)および界面より1mm(図中1で表示)ではこの直線関係からはずれ、高い値を示す。このような実継手と再現HAZとの差は接合面での大気酸化物とアップセット加圧、塑性流動によるものと考えられる。

次に、加圧、塑性流動の影響を正確に調べるため、加圧と熱履歴とが模擬できるシミュレーション試験法を開発しこれを用いてアップセットの衝撃特性への影響について検討した。本試験法は図6に示すように、中心部に切り欠きを持つ一体型試験片に通電し中央部を加熱した後アップセット加圧を行うものである。実験は鋼中介在物数が異なる引張強さ490MPa級の鋼材を用いて行い、試験後には950℃×20min+空冷の焼きならし熱処理を施して組織を均一化させた。図7に結果を示すが、介在物の少ないSteel X鋼(図7(a)：介在物数

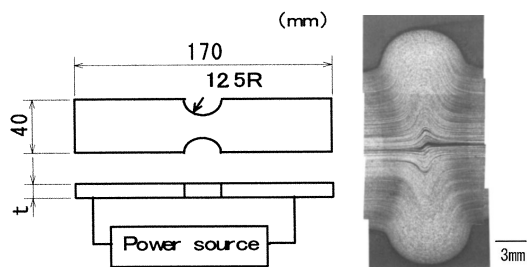


図6 アップセット加工シミュレーション試験片形状と断面例
Forge-upset simulation specimen and cross section example

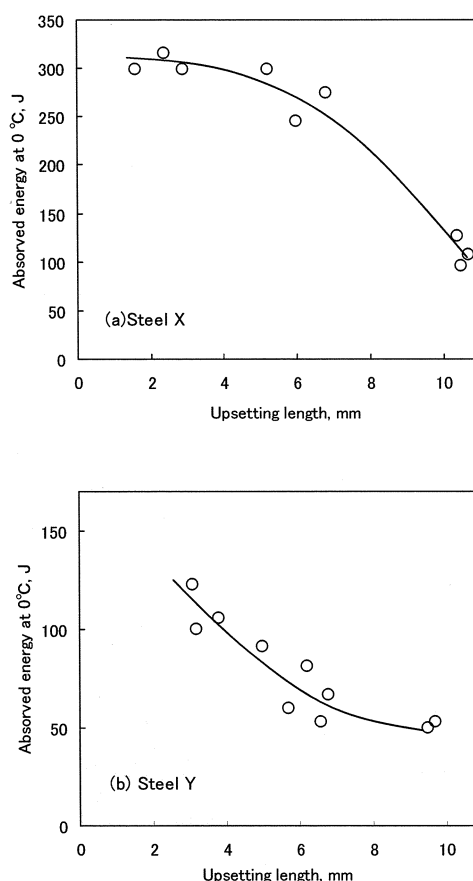


図7 アップセットシミュレーションによる吸収エネルギーに及ぼすアップセット代の影響検討
Effect of upsetting length on absorbed energies using forge-upset simulation

2500個/mm²)は比較的大きなアップセット代まで吸収エネルギーが低下しないのに対し、介在物の多いSteel Y鋼(図7(b)：介在物数6800個/mm²)ではアップセット代の増加に伴って急速に低下する。

このように、大気酸化の影響を受けない場合でもアップセット代を増大させることによって溶接部の靱性は低下し、介在物を多く含む鋼材ほどその低下の程度は増大する。これはアップセット代の増大とともに鋼中介在物が接合面に平行に揃うようになる結果として理解される。また、本報では割愛するが、高アップセット圧力下では溶接後に熱処理を施さなかった場合、圧延加工の分野で報告されている{100}<011>集合組織の発達フラッシュ溶接接合面でも同様に確認され⁶⁾、これも靱性低下要因となる。

以上より、高強度鋼のフラッシュ溶接部靱性に影響する因子を整理すると以下ようになる。

- ・介在物要因 A：接合面に残存した酸化物や接合面欠陥
B：メタルフローにより接合面に沿った介在物
- ・組織要因 C：結晶粒の粗大化/上部ベイナイトの生成
D：接合界面における局所軟化層
E：{100}集合組織の形成

フラッシュ溶接は大気下での溶接であり、接合面には酸化物が残留する。これが周辺のマイクロ組織の劣化と相乗し著しい靱性の低下を招く。さらに、加圧、塑性流動を伴うプロセスであることから、鋼中介在物も靱性劣化要因となる。従って靱性向上のためには介在物要因の排除と組織改善とを図ることが必要となる。

4. 溶融, 排出アプセット制御による溶接部品質の向上

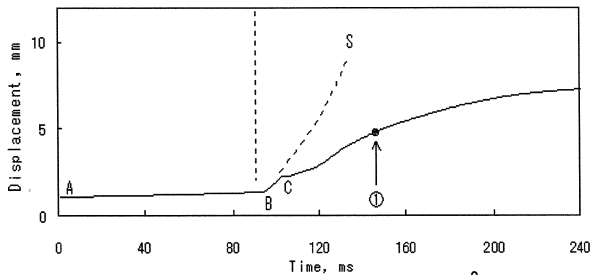
2章において予熱工程の利用は溶融層の形成を促し, 溶接欠陥低減に有効であることを述べた。この結果は接合面介在物の除去に対する一つの方向性を示すものと考えられるが, 予熱工程はその後にフラッシュ工程を伴うため酸化物の排出に有効な溶融層を安定的に形成させることは難しい。これに対し, アプセット工程は接合面全面を均一にジュール発熱させることが可能であり, 電流値と通電時間とによって再現良く制御できる。さらに最終工程であるためここでの状況が最終品質にそのまま結びつく。この観点より, アプセット工程で積極的に溶融層の形成と排出を行うことに着目し, 溶接欠陥と鋼中介在物の除去に基づく高品質化手法を検討しこれが可能なアプセット条件を実験的に見出した。

実験は表1に示す Steel Bの980MPa級の高強度用棒鋼を用い, 溶接は直径78mmの丸棒から中心軸に平行に突き合わせ面13mm×13mm, 長さ120mmに切り出した試験片で行った。また, 組織要因を改善するため溶接後に1200℃溶体化×1h+水冷, 900℃溶体化×1h+水冷, 900℃溶体化×1h+湯冷の熱処理を施した。

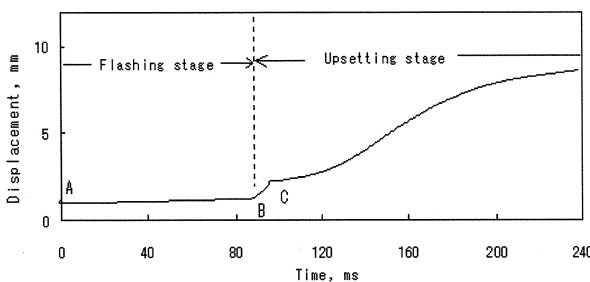
図8はアプセット電流密度(I_u)を増加させた時の経過時間とアプセット変位との関係である。図8(a)は通常のアプセット条件(Condition A)における変位の推移である。図のA-Bに示すフラッシュ

シユ工程におけるゆるやかな移動に引き続き, B点でアプセットが開始する。アプセット開始直後にはB-Cに示す0.5mm~1.0mm程度のアプセット変位の急速な立ち上がりが見られるが, これはアプセット初期変位と呼ばれ⁹⁾, フラッシュ工程で生成した溶融層や部材間の隙間など, 反力の小さい部分が圧着される際にみられる。アプセット電流密度の増加により変位曲線の勾配はゆるやかに増加し(Condition B), さらに電流密度を上昇させ150A/mm²とした場合, アプセット初期のB-Cで見られたような変位の急な立ち上がりが再びD-EおよびF-Gのように現れ(Condition C), この特徴的挙動は接合面から数度にわたる溶融層の形成と排出に対応していることが高速度ビデオ撮影によって確認された。

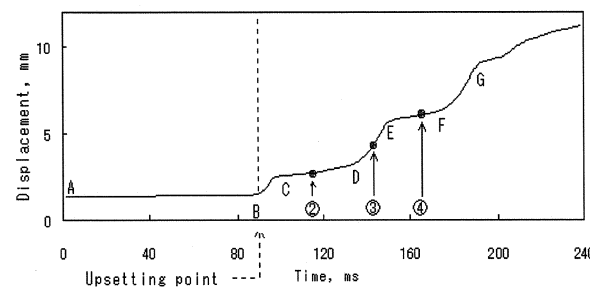
写真4に溶接部断面の比較を示す。高電流条件の場合は接合界面から排出された多量のfin(薄い錆びり)が観察される。この錆びりは通常みられるサードリップよりも圧倒的に長く, 高いアプセット電流によって接合面全面が溶融し, その溶融金属が排出されたものである。この条件における衝撃特性は図9に示すように従来条件に比



(a) Condition A (Conventional): $I_u=50A/mm^2$, $P_u=65MPa$



(b) Condition B: $I_u=80A/mm^2$, $P_u=55MPa$



(c) Condition C (High current): $I_u=150A/mm^2$, $P_u=27MPa$

図8 アプセット電流によるアプセット変位挙動の変化
Changes in upsetting displacement with upsetting current density

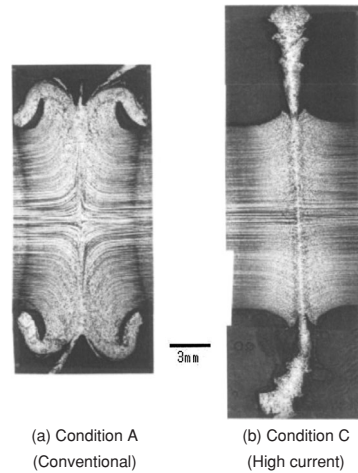


写真4 溶接部断面の比較
Cross-section of welds (Steel B)

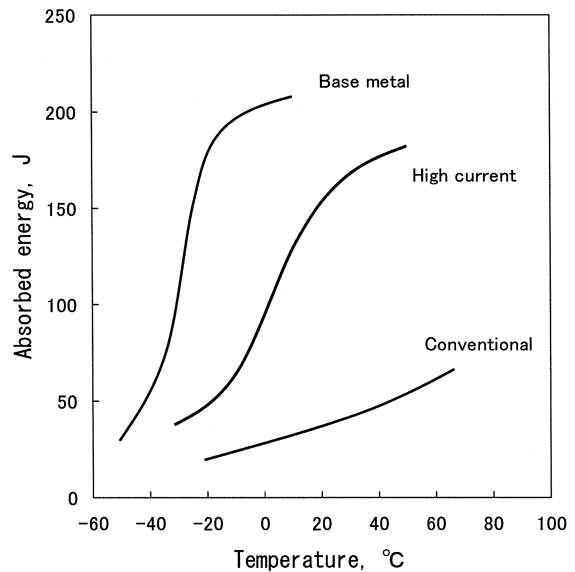


図9 シャルピー試験結果
Charpy test result (Steel B)

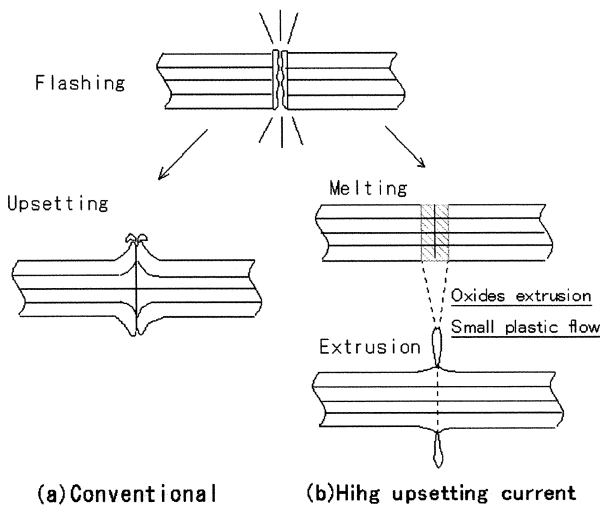


図10 アプセット電流の影響を示す模式図
Schematic illustration showing the effect of upsetting current

べて明らかに良好である。

さらに、鋼中介在物による脆化に対する高電流化の効果について図6に示したシミュレーション試験法を用いて調べた結果、高電流条件では介在物量の多いSteel Yにおいてもアプセット代10mmで0℃の吸収エネルギーは150Jと極めて良好な靱性を示した。これはアプセット工程において介在物が母相から分断され熔融層とともに系外に排出されたためと考えられる。

以上より、高電流条件ではアプセット時に熔融層の形成と排出が行われ、(A)フラッシュ工程で形成された酸化物のみならず、(B)鋼中介在物も排出され、2つの介在物要因がともに排除される結果、接合部は優れた靱性を示すものと考えられた。このような靱性向上機構を図10に示したり。

5. ストアード型電源を用いた短時間アプセット通電による溶接ままでの高靱化

上述したアプセット制御は接合面の熔融、排出によって介在物要因を全面的に排除するものであり、溶接部の組織改善は後熱処理を用いて行う。溶接まで高品質化を達成するためには溶接部の組織を大幅に改善する必要があるが、これについては溶接入熱を極力低減化し、マイクロ組織を微細化する方法が考えられる。熔融溶接の分野では電子ビーム溶接やレーザ溶接のようにパワー密度の高い熱源を用いて小入熱化を図る方法が用いられ、多くの実用例が報告されている。抵抗圧接においても電流密度を増加させ、短時間溶接が可能となれば予熱工程やフラッシュ工程が省略でき、アプセット工程のみの小入熱溶接が可能となる。ここでは、100kA～500kA規模の超大電流通電が可能な単極発電機(HPG: Homo-Polar Generator)を用いたアプセット溶接法について検討し、小入熱化とアプセット変形に基づく溶接ままでの高品質化について調べた結果を述べる。

HPGは図11に示すようにファラデーディスクを原理とするものであり、磁界中でrotor(回転子)を回転させて運動エネルギーを蓄え、これを電気エネルギーとして放出する。原理上大電流通電が可能である。電圧は磁界中でのrotorの回転によってシャフトとディスク間に発生し、放電は溶接回路のスイッチを閉じることによって行われ、その電流は電極を介して被溶接部材に供給される。接合部は

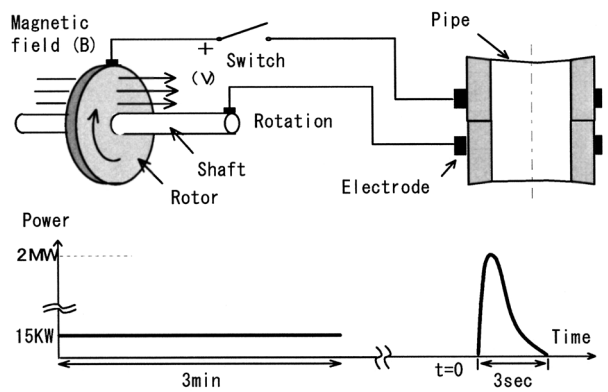


図11 単極発電機を利用した短時間アプセット溶接の模式図
Process schematics of upset welding using HPG

ジュール発熱によって急速に加熱され、所定の温度に達した時点でアプセット加圧される^{11,12)}。

写真5は外形89mm、肉厚8mmのX65級のシームレス鋼管(表1, Steel C, QTタイプ)を用い、ピーク溶接電流値250kAの条件で接合した例である。接合部の中心は微細なフェライト組織となっており、その結晶粒径は母材と概ね同等で4μm～6μmとなっている

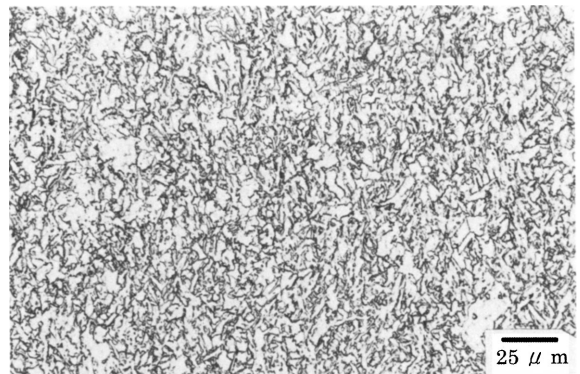


写真5 溶接マイクロ組織
Optical micrographs of microstructures (Steel C)

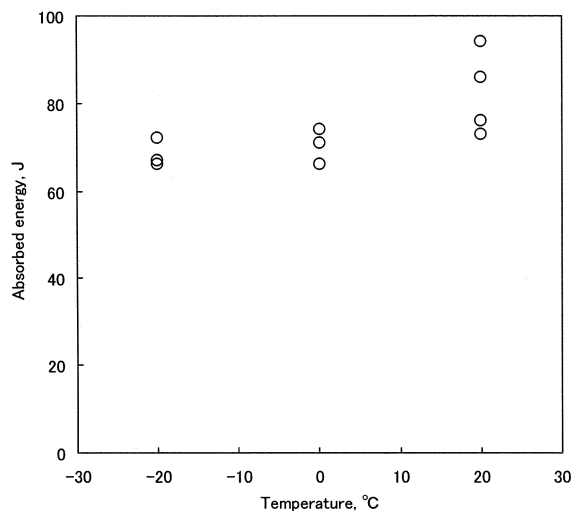


図12 溶接部のシャルピー試験結果
Charpy test results of Homopolar weld (Steel C, 7.5mm sub-sized specimens)

る。通常のフラッシュ溶接接合部で見られるような顕著な粒成長、上部ベイナイトの生成等は見られない。このサイズの鋼をフラッシュ溶接する場合、溶接時間は30s程度必要であるが、この電源ではおよそ3sで完了しており、これが組織微細化に寄与している。結晶粒は板厚方向(紙面の上下方向)にいくぶん伸長しており、アプセット時の塑性流動の影響と思われる。

図12はシャルピー衝撃試験結果であるが、接合部中心における0℃の吸収エネルギーは70J(7.5mmサブサイズ)と後熱処理を施した場合のフラッシュ溶接部靱性値とほぼ同等となっている。これは小入熱化とアプセット加工変形による接合部組織の微細化効果をもたらした効果であり、溶接ままでの高品質化手段としての有効性を示すものと思われる。溶接ままでの残る課題は3章で触れた溶接接合面での集合組織形成であるが、これについては鋼材成分面での検討も必要とされ、これらは今後の課題である。

6. 結 言

以上、高強度鋼におけるフラッシュ溶接部の品質として重要な要素である溶接欠陥と溶接部靱性について解析し、これらに影響する各種因子について述べた。これらの知見に基づき、溶接部品質を向上させる新しい溶接技術を見出し、その靱性向上機構について述べ

た。フラッシュ溶接法は高能率で簡便な溶接方法であるが、溶接品質の確保が難しく、その適用対象が限られている。本報告で述べた2つのアプセット制御法は溶接部に生じる介在物やマイクロ組織に拘わる問題点の解決に最も合理的なアプローチであり、高品質化に有望な技術と考えられる。現状では、電源容量の制約や加圧応答性等の観点から適用断面積に制約が存在するが、今後の制御の精密化や電源の改良とともに実用性が高まってくるものと考えられる。

参考文献

- 1) Ichiyama, Y.: IIW Doc. 2001, X II -1664-01, IIW
- 2) Ulmer, K.: Stahl and Eisen. 98(26), 1400(1978)
- 3) Dickinson, D.E.: Welding design and Fabrication. 47(5), 64(1979)
- 4) Turner, D.L.: Journal of Energy Resources Technology. 108, 347(1986)
- 5) Suzuki, M., Endo, S.: J. JWS. 8(2), 58(1990)
- 6) 一山靖友 ほか:第178回溶接法研究委員会. 東京, 2002
- 7) 安藤弘平 ほか:溶接学会誌. 40(2), 137(1971)
- 8) 一山靖友 ほか:溶接学会論文集. 21(2), 219(2002)
- 9) 齊藤亨 ほか:溶接学会論文集. 13(3), 365(1995)
- 10) 鈴木信一 ほか:鉄と鋼. 73, 558(1987)
- 11) Hudson, R.S.: ASME International. 319(1986)
- 12) Ichiyama, Y.: 3rd International Pipeline Technology Conference. Brugge, 2000-5