

論 文

薄鋼板のフラッシュ溶接部継手靱性におよぼす各種冶金因子の影響

橋 本 俊 一*・須 藤 正 俊*2

Effects of Metallurgical Factors on Toughness of Flash Welded Joint of Sheet Steel

Shunichi HASHIMOTO and Masatoshi SUDO

Synopsis :

The effects of metallurgical factors such as elongated inclusions, microstructure, and hardness across the welded interface on the toughness of flash welded joint were studied.

As upset distance increased, microstructure changed from bainitic ferrite to fine polygonal ferrite, and Charpy impact properties such as vT_{re} and vE_s of welded joint deteriorated remarkably. This deterioration was mainly caused by the elongated inclusions which were affected by the inclusions in base metal and upset distance. The effects of microstructure, hardness and (200) texture at the welded joint on the toughness were smaller than the effect of inclusion.

It was concluded that the decrease of inclusion in base metal and the decrease of hardness of welded joint by the control of upset distance were essential for the improvement of toughness of welded joint.

Key words : flash welding ; hot rolled product ; weldability ; inclusion ; toughness ; grain size ; texture.

1. 緒 言

フラッシュ溶接は高効率でかつ信頼性の高い溶接方法として各分野で広く用いられている。しかしとくにホイールリムの製造工程では、フラッシュ溶接後に過酷な成形を受けるため、割れなどの不良が発生しやすく、その不良率低減が大きな課題となつている。さらに近年ホイールの高強度化がはかられつつあり、溶接熱影響部でのネッキングや^{1)~4)}、ペネトレーターに起因する溶接継手での割れなど³⁾⁴⁾高強度材特有の不良現象が多発し、高強度化推進の大きな障害となつている。

一般にリム成形過程で生ずる不良は母材の介在物に起因し、メタルフローに沿って割れるフッククラックと、溶接継手で生ずる割れとがある。しかしながらとくに溶接継手での割れには各種の要因が複雑に絡んでいるため、これまで十分な解析はなされていなかった。

いつばう、フラッシュ溶接過程で生ずる溶接現象の解析は古くから行われているが⁵⁾、溶接継手の性能におよぼす溶接条件や、各種冶金因子の影響を解析した例は少なく^{6)~8)}、実用上の問題解決の指針となるべき考え方の確立が求められていた。

本論文ではフラッシュ溶接性の優れた材料を開発する上で重要な要因となる溶接過程での熱履歴、あるいは変形状態を把握した後、フラッシュ溶接継手の性能をシャルピー衝撃試験で評価し、各種因子の影響を解析した。さらに熱間鍛造により溶接過程をシミュレートし、靱性値におよぼす冶金因子の影響についての考察を行った。

2. 実験 方 法

本実験に用いた材料の化学成分を Table 1 に示す。鋼 A,B はフラッシュ溶接に供した 3 mm の工場製造熱延鋼板であり、鋼 C は介在物の形状の影響を検討するために用いた 30 mm の工場中間製品である。鋼 A,C はほぼ同一成分の中炭素-高硫鋼であり、鋼 B は低炭素-低硫鋼である。

フラッシュ溶接は 25w×70l×3 mm の熱延鋼板を用い、板カム式溶接機にて行つた。溶接条件はフラッシュ

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Al
A	0.14	<0.01	0.62	0.021	0.025	<0.01
B	0.04	0.02	0.24	0.012	0.010	0.04
C	0.17	<0.01	0.61	0.010	0.021	<0.01

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 7 月 28 日受付 (Received July 28, 1986)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinocho-cho Chuo-ku Kobe 651)

*2 (株)神戸製鋼所技術情報企画部 (Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

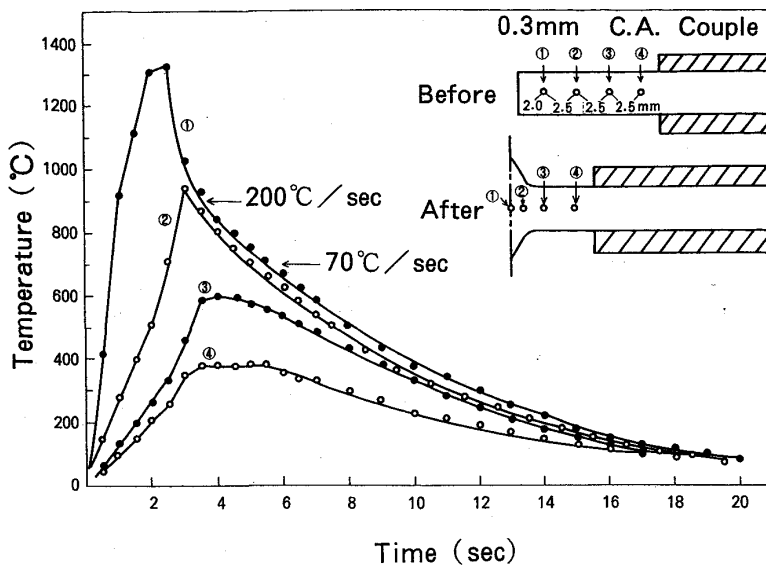


Fig. 1. Thermal history during flash welding.

代 3 mm, アップセット代 3 mm, アップセット通電時間 2/60 s, アップセット電流 110 A/mm², アップセット速度 150 mm/s を基本とし, 必要に応じてアップセット代を 5, 7, 9 mm と変化させた. 溶接時の電流波形, 電圧波形, プラテン移動曲線は電磁オシログラフにて, 実効電流値は瞬間電流計にて測定した.

溶接接合部の靱性の評価は, 接合部に V ノッチを付けた 2.5 mm $\times$ JIS4 号シャルピー試験片にて行つた.

3. 実験結果と考察

3.1 溶接接合部の熱履歴および歪量

フラッシュ溶接継手の特性は, 素材の化学成分の他に溶接過程での温度変化や, アップセットによる材料の変形にも強く影響される. 熱履歴については, あらかじめ CA 熱電対を板厚中心部に挿入して測定した. アップセット代が 3 mm の場合の温度変化を Fig. 1 に示すが, 接合部の最高温度は 1300°C 以上に達する. 900°C を通過するときの冷却速度は約 200°C/s, 700°C を通過するときには約 70°C/s であつた.

アップセットによる材料の変形量はメタルフロー間隔の変化により求めた. Fig. 2 にその模式図を示したが, 変形を受けていない母材部でのメタルフローの間隔を d_i , 溶接接合部での間隔を d'_i とし, (1) 式により接合部における歪み量 ϵ_i を求めた.

$$\epsilon_i = \ln(d'_i/d_i) \quad \dots\dots\dots (1)$$

Fig. 3 にこの手法で求めた歪み量の板厚方向での分布を示す. 板厚中央部でもつとも大きな変形を受け, 板表面に近づくにつれ小さくなる. 板厚中央部で受ける最大

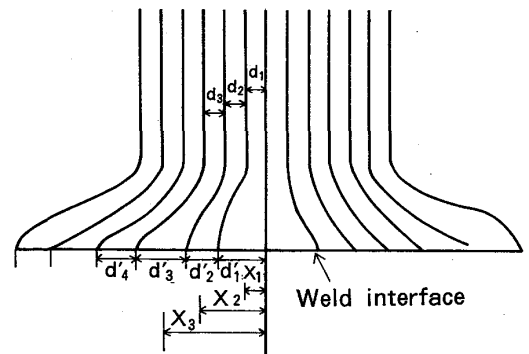


Fig. 2. Schematic illustration of metal flow after flash welding.

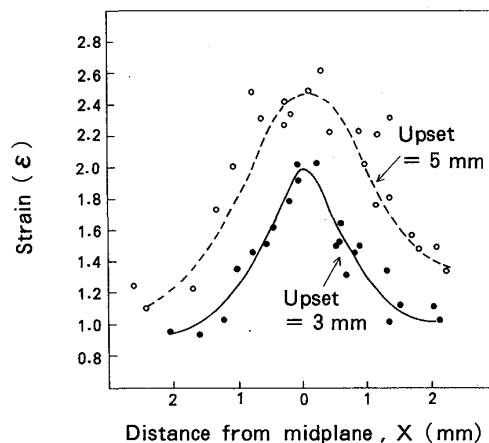


Fig. 3. Strain distribution along weld interface.

の歪み量はアップセット代 3 mm のとき 2.0, 5 mm のとき 2.5, 7 mm のとき 3.9 であつた. したがってアップセット代が 3 mm の場合に溶接接合部が受ける熱加工履歴は, 1300°C で歪み量 2.0 の加工を受け, その後 200°C/s で冷却される工程となる. アップセット代が大きくなるにしたがい, アップセット通電終了後も変形を受けるため, より低い温度でより大きな加工を受けることとなる.

3.2 接合部の硬さ, 組織におよぼすアップセット代の影響

アップセット代を 3 mm から 9 mm まで変化させたときの溶接部の硬さ分布を Fig. 4 に, 鋼 A の接合部の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す. フラッシュ溶接接合部に

は脱炭層が生成され、硬さが低下することが知られているが⁶⁾、本実験材では脱炭層の幅が約 $10\text{ }\mu\text{m}$ であり、ピッカースの圧こんの大きさが $60\sim 70\text{ }\mu\text{m}$ であつたことから判断し、脱炭層の硬さへの影響はそれほど大きいものでないと考えられる。C、Mn 量の高い鋼 A は、鋼 B に比べて接合部の硬さが高く、とくに焼入れ組織の見られる小さなアップセット代の試料でその差が顕著であるが、アップセット代の変化にともなう硬さ変化の挙動は両者で大きな差はなく、両鋼とも以下の機構で変化したものと考えられる。

アップセット代の接合部の硬さにおよぼす影響は複雑であり、接合部硬さは $5\sim 7\text{ mm}$ 、 3 mm 、 9 mm の順に増加する。アップセット代が 9 mm の場合には、非常に微細なポリゴナルフェライトが生成したため硬さが増したが、これは高温での大変形でオーステナイト粒が微細化されたためもたらされたものである。いつばう 3 mm の場合には逆に高温での歪み量が小さく、オーステナイト粒が粗大化し焼入れ組織が発達し硬化したものであり、鋼組成の影響をもつとも強く受けている。アップセット代が 5 mm と 7 mm の場合にはその中間的な履歴を受けベイニティックフェライトもしくはポリゴナルフェライトが得られもつとも低い硬さを示した。

アップセット代が 3 mm 、 5 mm の場合には溶接接合

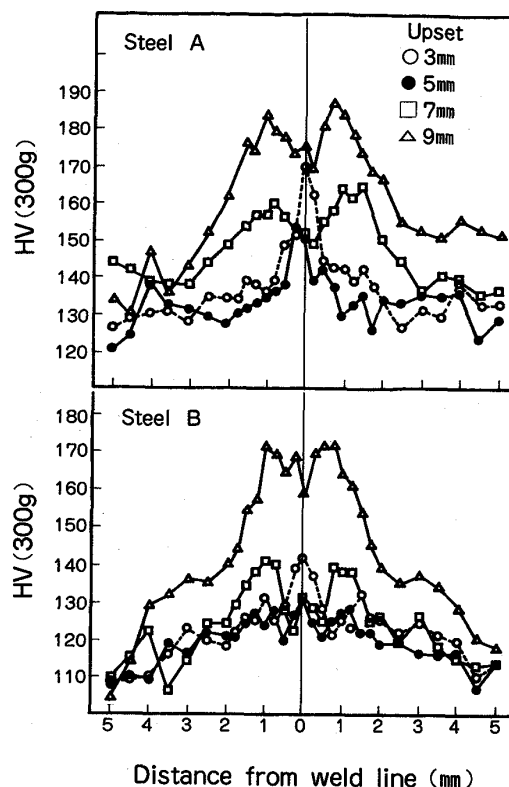


Fig. 4. Effect of upset distance on hardness distribution at midplane of welded sheet.

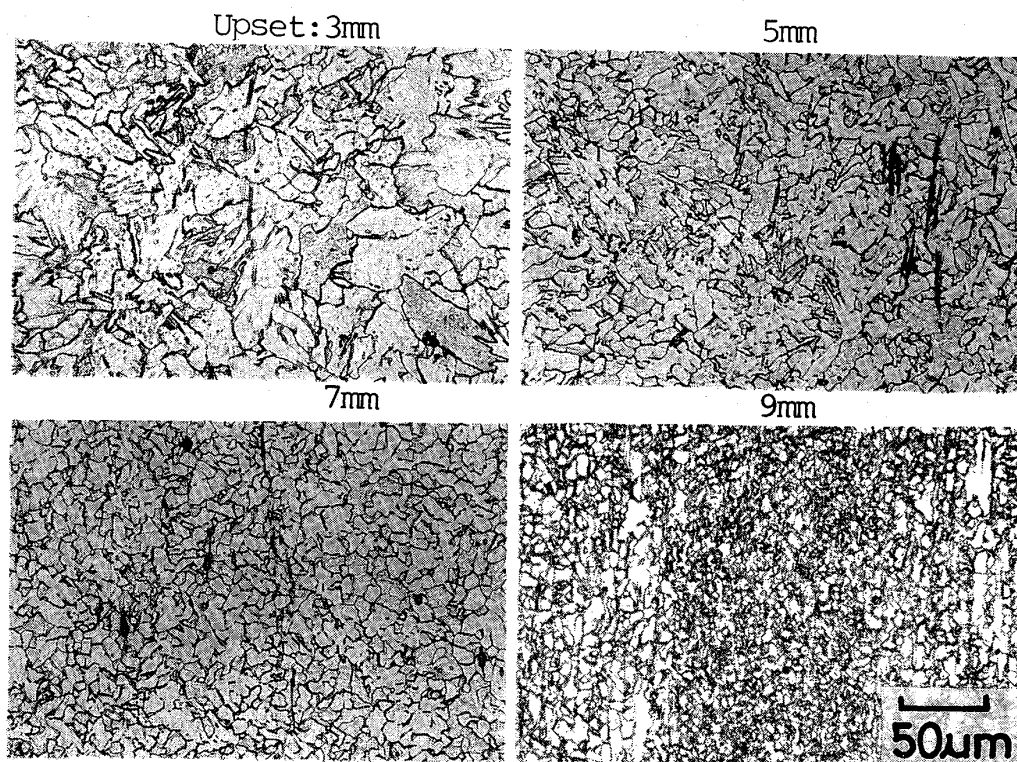


Photo. 1. Effect of upset distance on microstructural change on flash welded interface of steel A.

部で最高硬さを示す硬さ分布をとるが、7 mm と 9 mm の場合には接合部よりむしろ 1 mm 離れた位置で最高硬さを示した。これはこの領域が温間加工領域であつたため、30 kgf/mm² のアップセット力で大きな変形を受け、加工組織が残存したものであり、アップセット代の増大とともにこの部分の硬さは増加する。

3.3 アップセット代の靱性におよぼす影響

鋼 A, B の溶接接合部のシャルピー遷移曲線を Fig. 5 に示す。鋼 A ではアップセット代の増加とともに σE_s は 1.35 kgf・m から 0.5 kgf・m に低下し、 σT_{re} は -55°C から -10°C に上昇する。いっぽう鋼 B ではアップセット代が 5 mm のとき最高値を示し、以降アップセット代の増加とともに劣化する。しかしながらその程度は鋼 A に比べて小さく、 σE_s は 3.35 kgf・m から 2.85 kgf・m へ、 σT_{re} は -105°C から -80°C に劣化するに過ぎず、またその絶対値は鋼 A に比べはるかに優れたものである。

一般にアップセット代が 7, 9 mm のときに認められるような微細なフェライト組織は靱性値改善に寄与するとされているが⁹⁾、本実験結果では逆に劣化している。そこで考えられる下記の要因について、その可能性を検討した。

a: 母材介在物の溶接接合面での伸長, b: ペネトレーターの発生, c: 急激な圧接による介在物中および介在物とメタル界面におけるボイドの発生, d: 組織, 硬さの変化, e: (200) 集合組織の発達

S 量の多い鋼 A と少ない鋼 B の間で大きな差があることから a の可能性は大きいと考えられる。そこで両鋼につき、溶接接合部の左右 0.14 mm の範囲にある介在物

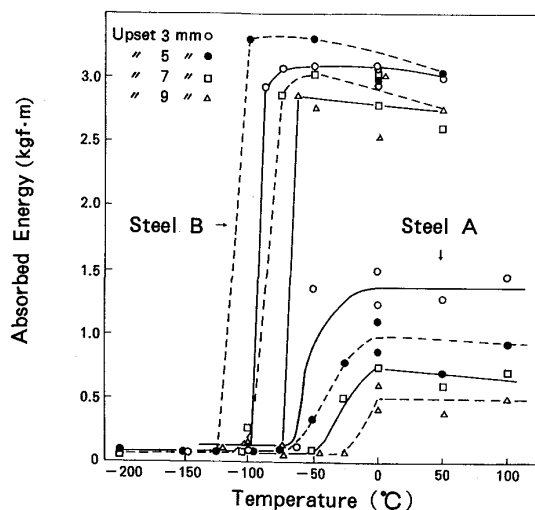


Fig. 5. Effect of upset distance on Charpy impact property.

存在状態を (2) 式で示す指数を導入し¹⁰⁾、定量化した。

$$IF = 1/(\bar{l} \sqrt{N}) \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 $\bar{l}$ は介在物平均長さ (μm)、 N は 1 mm² 中の介在物の数

鋼 A, B のアップセット代にともなう介在物の変化を Fig. 6 に示したが、いずれの鋼種もアップセット代の増加とともに介在物の平均長さは長くなり、 IF 値は低下している。またその絶対値も両鋼で大きく異なっており、接合部の靱性に対して介在物の影響が非常に大きいことを示している。

項目 b については、本鋼種は Si, Mn 量が低くペネトレーターの発生しにくい成分系であり¹¹⁾、シャルピー試験片破面の観察結果でもその存在は認められなかったこと、またたとえペネトレーターの生成があると仮定しても、通常 Al 量の多い鋼の方が Al 系のペネトレーターが発生しやすいこと、アップセット代の増加に伴いペネトレーターが排出され、靱性値が改善される方向にあると考えられることからこの可能性は小さいと考えられる。

項目 c についても、もつとも靱性値の低かつたアップセット代 9 mm の鋼 A につき走査型電顕により観察したが、ボイドは認められなかった。

項目 d の組織、硬さの影響については 950°C×0.5 h, AC の焼準処理を施し、その均質化をはかることにより

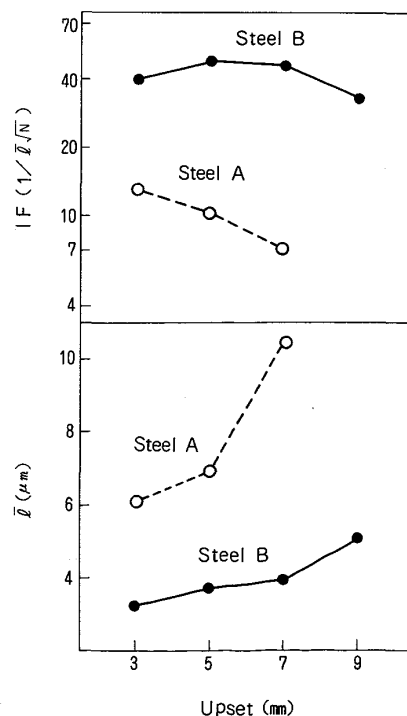


Fig. 6. Effect of upset distance on length of inclusions and inclusion factor (IF) on weld interface.

検討を加えた。溶接接合部の硬さはこの熱処理により、105~110 (HV) の範囲に、組織もフェライト組織に均質化され、組織、硬さの影響を無視できる状態となつた。熱処理後の靱性値を熱処理前のそれと対比させながら Fig. 7 に示した。アップセット代の増加にともなう νE_s の劣化の程度は焼準処理により小さくなる傾向にある。しかしながら νT_{re} に関しては依然としてアップセット代の増加にともなう劣化が大きいことから、溶接部の靱性値におよぼす組織、硬さの影響は大きいと考えられる。しかしながら Fig. 5 において低硫鋼 B では、アップセット代 5 mm の材料が 3 mm の場合より優れた靱性値を示しており、これは介在物の平均長さが長くなったことによる悪影響よりも、組織、硬さの改善効果の方が大きかったためと考えられる。したがって IF 値の大きい鋼、すなわち溶接接合面での介在物の数、長さとも小さい鋼では組織、硬さの影響を重視する必要がある。なおここで観察された介在物は、MnS を主体とするものであつた。

項目 e の接合面の集合組織の影響については、(200) 極点図を測定することにより検討した。Fig. 8 に示したように、主方位は $\{110\}$ $\langle 110 \rangle$ および $\{100\}$ $\langle 011 \rangle$ 方位であり、主方位への集積はアップセット代 3 mm のときもつとも強く、アップセット代の増加とともにその集積は弱くなる。このような $\{110\}$ $\langle 110 \rangle$ 集合組織は高温で圧延された熱延鋼板によく見られるものであ

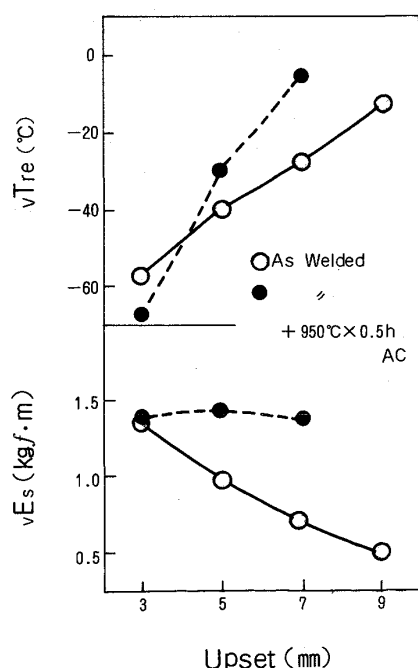


Fig. 7. Effect of normalization of steel A on the relationship between upset distance and Charpy impact properties (νE_s , νT_{re}).

る¹²⁾。アップセット代が大きくなるにつれて主方位への集積が弱くなるのは加工温度が低下するためと考えられ、アップセット代 9 mm に至つては A_{r3} 点直上で熱延されたものに一般的に見られる集合組織とはほぼ同程度のものである。 νE_s に悪影響をおよぼす (200) 集合組織は¹³⁾ アップセット代の増加とともに低下していることから、集合組織がアップセット代の増加にともなう靱性値劣化の原因になっているとは考えられない。

3.4 靱性におよぼす母材介在物の影響

溶接接合面での介在物の存在状態と靱性の関係をアップセット代を変えることにより調査してきたが、母材の介在物の状態を変えて、同一アップセット代で検討することも有効と考えられる。そこで母材の IF 値が 2 から 28 の間で変化し、C+1/6Mn で計算した C 当量が 0.06 から 0.28 の間で変化した熱延鋼板を準備し、アップセット代 3 mm で溶接し、0°C での吸収エネルギー (νE_0) を測定した。その結果を Fig. 9 に示す。母材の IF 値と接合部の νE_0 の間には相関関係が認められるが、さらに C 当量の違いによる有異差も認められる。ここで用いた供試材の接合部の硬さはほぼ C 当量に対応して変化しており、110 から 170 (HV) の間で変化している。同一の IF 値で νE_0 を比較すると、C 当量が大きく接合部硬さの硬くなっている鋼ほど νE_0 の低下が認められ、C 当量変化にともなう接合部硬さの変化も靱性値に影響をおよぼすことがわかる。

以上溶接接合部の靱性値におよぼす各種要因の影響について検討を加えたが、介在物に関する要因が主であり、次いで組織、硬さが影響しているものと考えられる。

3.5 シミュレーション実験による靱性の検討

フラッシュ溶接接合部の靱性が、溶接接合部に存在する介在物に主に支配されることを、溶接材の各種調査により明らかにした。ここではこの現象を実証するためシミュレーション実験を行い、検討を加えた。

鋼 A とほぼ等しい組成を有する鋼 C を用いて 15 mmφ × 50 mm の円柱を作製し、Table 2 に示した熱処理により介在物の状態を変化させた。これらの試料を Fig. 10 に示したように、800, 1000, 1200°C の各温度で歪み量 1 ないし 2 で鍛造、圧縮し、水冷した。そのときの冷却速度は約 160°C/s であり、フラッシュ溶接部の歪み量、冷却速度に近い条件である。これらの鍛造試料を上

Table 2. Heat treatment condition of steel C.

	Heat treatment	
	H	L
	1300°C × 1.5 h AC	1300°C × 0.5 h + 1000°C × 1 h AC

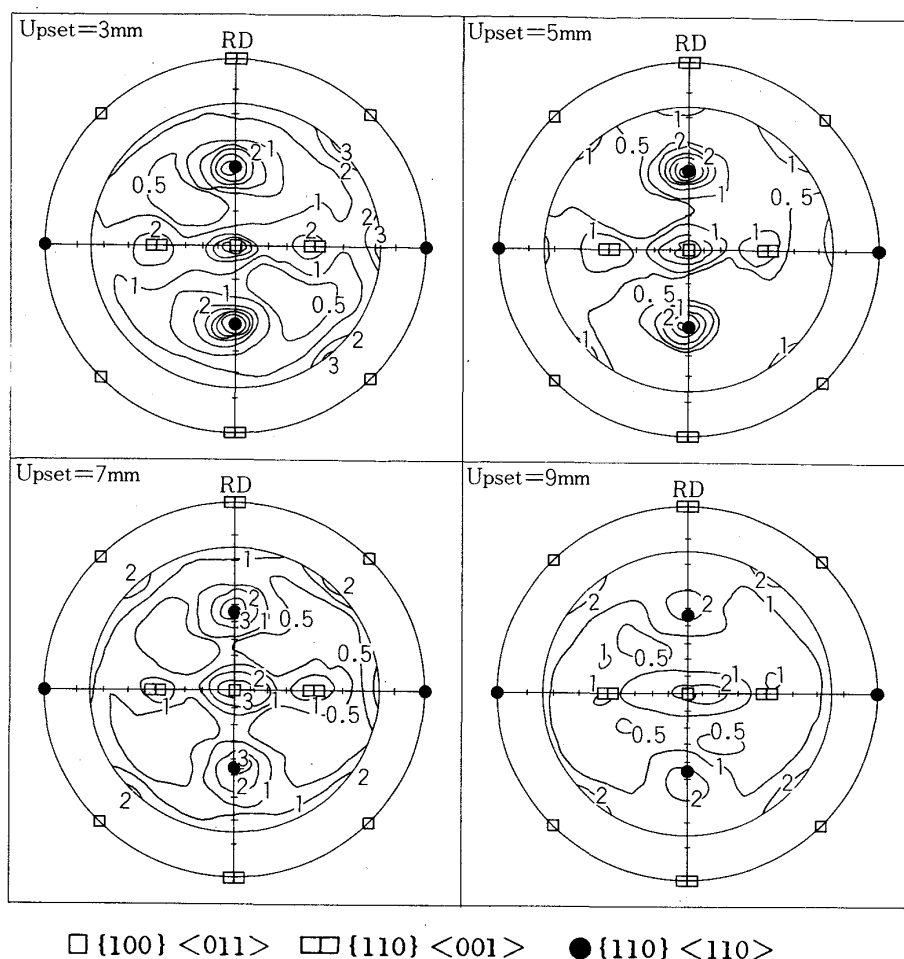
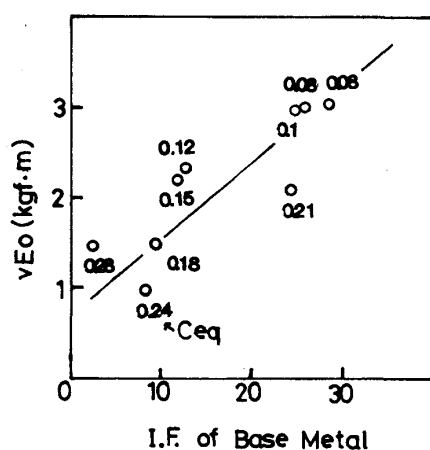


Fig. 8. Effect of upset distance of steel A on (200) pole figure of weld interface.

Fig. 9. Effects of inclusion factor (IF) of base metal and C_{eq} on Charpy absorbed energy at 0°C (vE_0).

下電子ビーム溶接で一般材と溶接し、2.5 mm ϕ JIS 4 号シャルピー試験片を作製した。これらの処理で得られた介在物の状態を Fig. 11 に示したが、 $\epsilon=1$ のときには

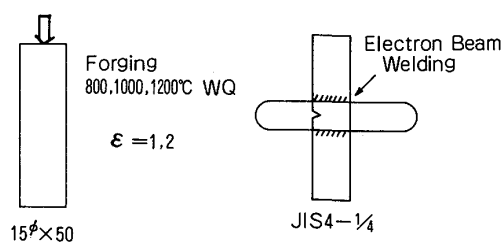


Fig. 10. Schematic illustration of hot forging and preparation of Charpy impact specimen.

介在物がほぼ球状であるのに対し、 $\epsilon=2$ でノッチ方向に介在物が伸長し IF 値は低下した。熱処理条件 H と L では、H の方が素材の介在物が粗大化しているところから介在物の長さは長くなり、低い IF 値が得られた。

Fig. 12 に $\epsilon=2$ で鍛造した鋼のシャルピー遷移曲線を示す。介在物がより伸長している熱処理 H の方が L に比べ vE_s が低くなっており、 vT_{re} も 800°C の鍛造材では H の方が 125°C 高い。Fig. 13 には歪み量の影響につ

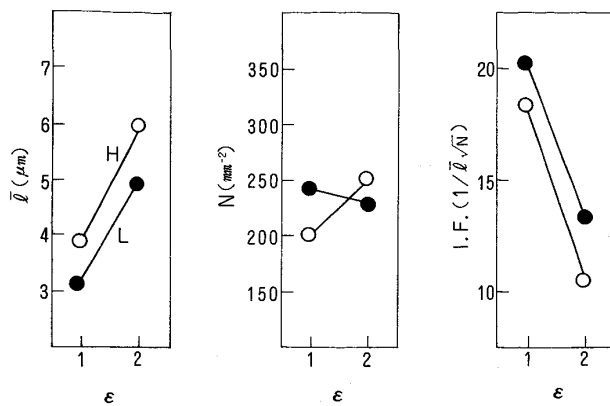


Fig. 11. Effects of heat treatment condition and strain on length of inclusions and inclusion factor (IF).

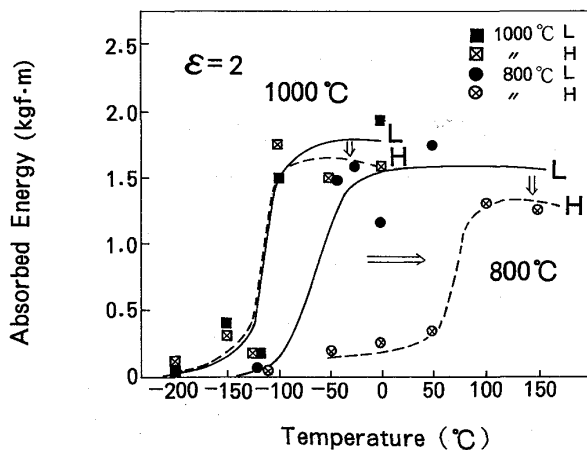


Fig. 12. Effects of working temperature and strain on Charpy transition curve.

いて示したが、この場合も介在物のより伸長している $\epsilon=2$ の鋼の方が、 E_s が低下し、 T_{re} は上昇する傾向が認められる。このときの組織は Photo. 2 に示すように、1000 $^{\circ}\text{C}$ で加工したときには歪み量がいずれの場合もほぼ同様にベイナイトを主体とした組織である。800 $^{\circ}\text{C}$ 加工の場合には加工を受けたフェライトとベイナイト組織から成り立っており、特に $\epsilon=1$ の場合にその傾向が顕著であり組織も粗くなっている。このことから、1000 $^{\circ}\text{C}$ で鍛造焼入れを行つたときに生ずる靱性値の変化は、歪み量の違いによる介在物の変化が主原因であり、1000 $^{\circ}\text{C}$ と 800 $^{\circ}\text{C}$ の加工温度による靱性値の差は加工組織の有無が主原因であると考えられる。Fig. 14 に IF 値と E_s の関係をまとめて示したが、介在物の影響が非常に大きいことがわかる。また加工組織の混在する 800 $^{\circ}\text{C}$ 鍛造材では、1000 $^{\circ}\text{C}$ 、1200 $^{\circ}\text{C}$ 鍛造材に比べ、同一の IF 値でも E_s は低い。

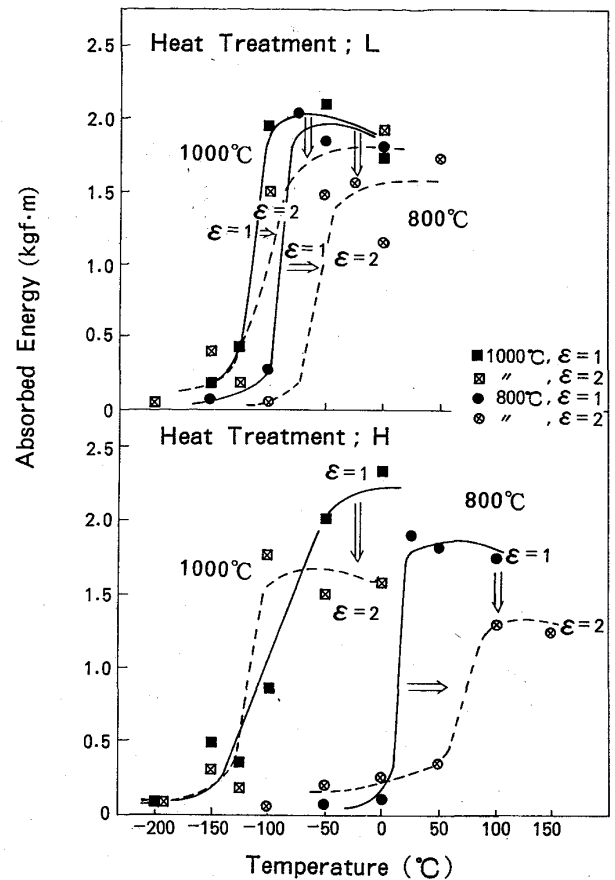


Fig. 13. Effects of heat treatment condition and working temperature on Charpy transition curve.

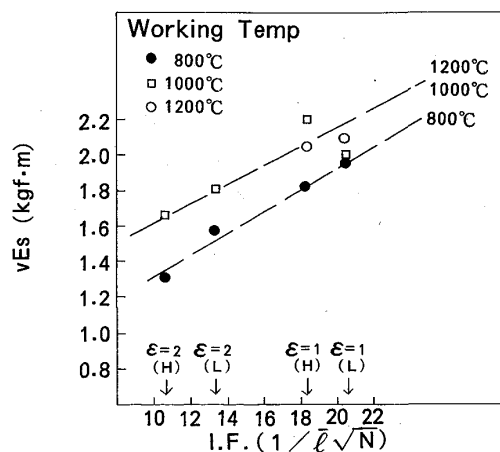


Fig. 14. Effect of inclusion factor (IF) on upper shelf energy (E_s).

以上の実験により、介在物の平均長さは靱性値に顕著な影響を与えることが明らかとなった。このことは、実際のフラッシュ溶接において溶接接合部の靱性が、アップセットにより溶接接合部で引き伸ばされた介在物により影響されるとした考え方を支持する有力な証拠である。

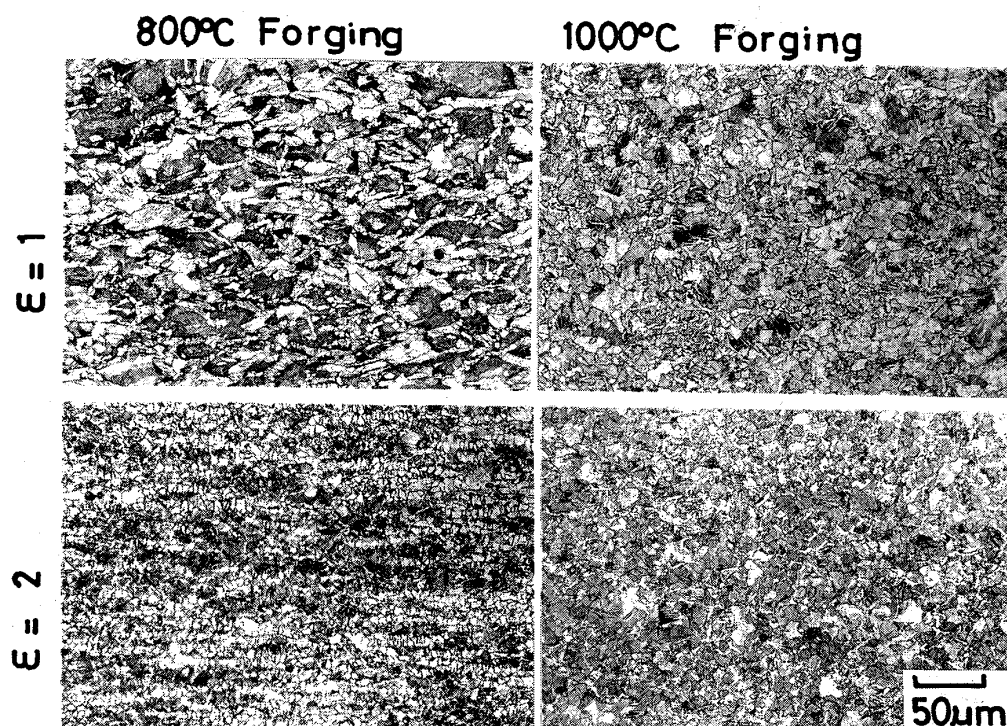


Photo. 2. Effects of working temperature and strain on microstructural change of steel C.

と考える。また今回の溶接実験の中では、接合部に加工組織が残る例はなかつたが、もしそのような条件で溶接されれば、接合部の靱性値が著しく劣化するであろうことを示唆している。

4. 結 言

3 mm t の熱延鋼板をフラッシュ溶接し、溶接接合部の靱性におよぼす各種冶金因子の影響を検討した。さらに丸棒の圧縮鍛造によるシミュレート実験により、影響因子の解析を行い、以下の結論を得た。

1) アップセット代 3 mm でフラッシュ溶接されたとき、溶接接合部は 1 300°C 以上の温度で $\epsilon = 2$ の加工を受け、引き続き約 200°C/s (900°C 近傍通過時) で冷却される加工-熱履歴を受ける。

2) 0.025% S 鋼の溶接接合部の靱性値 (T_{re} , E_s) はアップセット代の増大とともに劣化する。いつぼう、0.012% S 鋼ではアップセット代 5 mm で最高値を示し、その後アップセット代の増大とともに劣化する。

3) 溶接接合部の靱性は、接合部に存在する介在物の数と平均長さに主に支配され、次いで組織、硬さの影響を受ける。従つて靱性値改善のためには、母材の介在物をできるだけ低減し、アップセット代の制御により接合

部組織を急激な硬化をとみなわない範囲で微細なポリアルフェライトを生成させることが必要である。

文 献

- 1) M. S. RASHID and A. E. RATHKE: SAE paper 810026 (1981)
- 2) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, **60** (1982), p. 1211
- 3) 篠崎正利, 橋本 弘, 加藤俊之, 入江敏夫: 鉄と鋼, **60** (1982), p. 1340
- 4) 山内信幸, 国重和俊, 高 隆夫, 長尾典昭: 鉄と鋼, **60** (1982), p. 1421
- 5) H. KILGER: Welding Research Supplement (1945), p. 413-s
- 6) 安藤弘平, 仲田周次, 福井一郎: 溶接学会誌, **40** (1971), p. 137
- 7) S. A. WESTGATE: Welding Institute Research Bulletin, **22** (1981), p. 151
- 8) S. A. WESTGATE and S. B. DUNKERTON: Welding Institute Research Bulletin, **26** (1985), p. 49
- 9) A. H. COTTRELL: Trans. Metall. Soc. AIME, **212** (1958), p. 192
- 10) 山口哲夫, 川和高穂, 石黒守幸, 岩崎宣博, 菅原功夫, 下田達也: 日本鋼管技報 (1976) 69, p. 1
- 11) 一山靖友, 齊藤 享, 西 武史: 鉄と鋼, **61** (1983), S 649
- 12) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 日本鋼管技報 (1966) 38, p. 333
- 13) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1599