

© 1982 ISIJ

## フラッシュ溶接性の優れたホイール・リム用熱延鋼板 論文

山内 信幸\*・国重 和俊\*・高 隆夫\*・長尾 典昭\*

## Hot-rolled Steel Sheet with Excellent Flash Weldability for Automobile Wheel Rim Use

Nobuyuki YAMAUCHI, Kazutoshi KUNISHIGE, Takao TAKA, and Noriaki NAGAO

## Synopsis:

As for the steels for wheel rim, CC killed steel will be more prevalent instead of rimmed steel in accordance with the increase of CC ratio in steel production. In addition, from the point of weight reduction of cars, high strength steels are tried to put into practice. As far as wheel rim is concerned, flash weldability is very important as well as formability of steels.

In this report, flash weldability of CC killed steel, HSLA (High Strength Low Alloy) and DP (Dual Phase) steels are investigated. In flash welding of CC killed steel, control of Al content, in addition to Si and Mn contents, is found to be required in order to avoid the formation of Si-Mn-Al oxide. On the other hand, coiling temperature is important in high strength steels, especially DP steels, in order to prevent softening of weld heat affected zone.

## 1. 結 言

フラッシュ溶接は突き合わせ面が比較的粗くてもよく、広幅の板材を短時間に溶接できることから、鉄鋼会社ではコイルの接続に、また自動車会社ではホイール・リムの製造に広く用いられている。

リムは各種リム・サイズに応じて、所定の大きさに切断された平板をロール・ベンダーにより丸め、その端部をフラッシュ溶接し、ビード・トリマーにより溶接バリを除去後リム成形工程に送られ製造される。

このリムに使用される材料は従来よりリムド鋼の熱延鋼板が用いられてきたが、最近その材質が変わりつつある。一つは近年鉄鋼会社での連铸 (CC) 比率の増加に伴い、CC キルド鋼がリムド鋼の代替として用いられ始めていることであり、もう一つは省エネルギー対策として最近押し進められている自動車の軽量化のための板厚減少効果をねらったリムの高強度化である。

これら CC キルド鋼や高張力鋼を採用するに当たって、そのフラッシュ溶接性を新たに十分吟味する必要がある。ここでいうフラッシュ溶接性とは溶接作業性はもちろん、溶接後のリム成形工程で現われる溶接部での欠陥の発生の有無のことをいう。

本研究では、CC キルド鋼で発生する溶接接合部の欠陥および高張力鋼で問題となる熱影響部でのネッキング割れの原因となる軟化現象について、それらの発生機構

を検討すると共に材料面から溶接性の改善対策を提示した。

## 2. 接合部欠陥発生現象の検討

## 2.1 実験方法

実験に用いたフラッシュ溶接機は油圧サーボ方式によりプラテン (電極) を移動コントロールするもので、溶接初期には緩やかに移動し、溶接進行にともなう加速度的に速くなるようにセットしている。具体的にはほぼ2次曲線的に移動速度が増加する。

Table 1 に主な溶接条件を示す。フラッシュ電圧を前期と後期で変えているのは次の理由による。前期では被溶接材が冷えているためフラッシュが安定に発生するよう高めに設定し、後期についてはきめ細かいフラッシュが発生するように低めに設定した。この期間については、全フラッシュ時間を等分しており、例えば設定フラッシュ時間が4秒の時は、前期2s、後期2sとなる。

実験に供した材料を Table 2 に示す。板厚は2.6mmと3.2mmの2種類で、A、B材がリムド鋼で、C～I材がCCキルド鋼である。ただし、I材は少し強度が高い。なお、供試材は全て現場製造の酸洗熱延材である。

フラッシュ溶接性の評価法としては、厳密には実際のリム成形後の欠陥発生で行うべきであるが、本実験では簡便な曲げ試験によつて行つた。なお、本章で取り扱う

昭和56年11月本会講演大会にて発表 昭和56年10月9日受付 (Received Oct. 9, 1981)

\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd. 1-3 Nishinasuhondori Amagasaki 660)

Table 1. Flash welding conditions.

Flashing voltage (V)	Initial stage	8.2
	Final stage	5.5
Flashing time (s)		2, 4, 8
Flashing distance (mm)		6, 12
Upset distance (mm)		2.5~7.5
Upset current		0

欠陥は、成形時に接合面そのものに発生する割れで、成形時の伸びバランスの差に起因して生じる割れ（もしくはネッキング）については次章で記述する。Fig. 1 に曲げ試験による評価法を示す。接合部を曲げ半径 3mm のポンチにて曲げ、接合部に現れた割れの総長さを溶接線の長さで割った値を欠陥発生率とした。繰り返し数は 3 である。試験片の大きさは 200 W (溶接線) × 150 mm である。

2.2 実験結果と考察

2.2.1 リムド鋼と CC キルド鋼の溶接性の比較

フラッシュ溶接部の曲げ試験時に現れる欠陥は、大きく 2 つに分類される。Photo. 1 に欠陥の代表例を示す。写真上部は板表面から割れ観察したもの、写真下部はその断面である。(a) に示す欠陥は接合線上に発生する欠

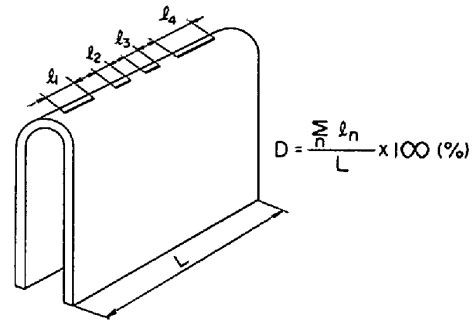
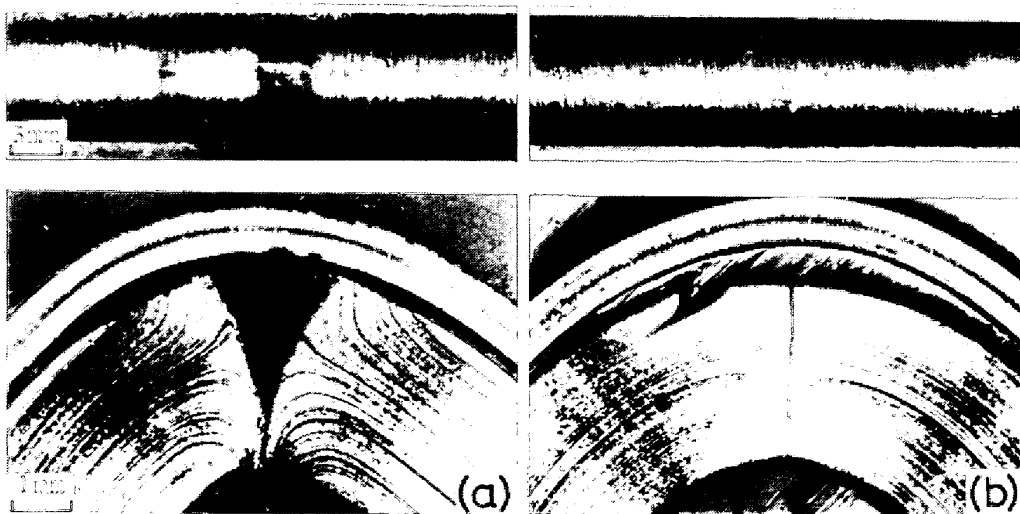


Fig. 1. Evaluating method of defect percentage on the weld line.

陥で、この欠陥の特徴は板表面に垂直に割れていることである。(b) に示す欠陥は接合線上には発生せず、形態についても(a)とは異なり、フック状に曲がっている。この割れは電縫管製造時に発生するいわゆるフッククラックと呼ばれるものと同じで、断面にみるように、メタルフローに沿った介在物が溶接時のアップセットにより板表面に現れることに起因するものである。したがって、この割れは母材の介在物の量に左右されるもので、溶接に直接関係ないことから、本研究では取り扱わず、欠陥発生の評価は(a)タイプの欠陥に限っている。

Table 2. Chemical composition(wt%) and tensile properties of steels used.

Steel	Thick (mm)	C	Si	Mn	P	S	Al	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	El (%)
A	3.2	0.08	<0.01	0.28	0.008	0.006	—	36.4	23.6	44.4
B	2.6	0.05	<0.01	0.28	0.007	0.005	—	37.0	26.0	43.5
C	3.2	0.05	0.01	0.14	0.012	0.008	0.065	39.7	31.2	39.0
D	3.2	0.08	0.01	0.32	0.010	0.006	0.062	37.8	25.4	45.0
E	3.2	0.07	0.03	0.30	0.014	0.006	0.040	38.4	25.9	41.0
F	3.2	0.04	<0.01	0.19	0.009	0.005	0.022	33.4	22.9	50.0
G	2.6	0.05	0.01	0.15	0.015	0.008	0.040	38.2	28.2	41.0
H	2.6	0.07	0.05	0.34	0.010	0.010	0.036	37.9	27.5	44.0
I	2.6	0.13	0.12	0.82	0.015	0.004	0.023	47.2	33.1	37.0



(a) Defect on the weld line, (b) Defect caused by inclusion  
Photo. 1. Appearance of typical defects in the bending test.

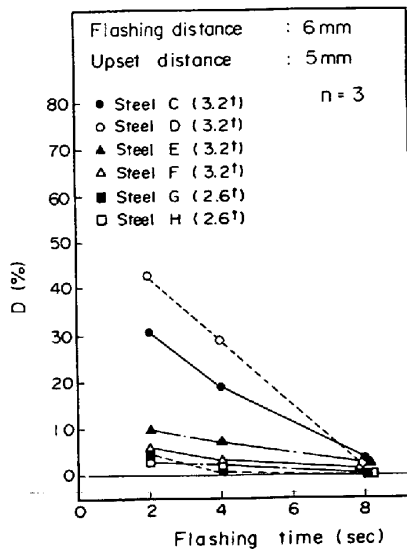


Fig. 2. Effect of flashing time on the defect percentage in the various CC killed steels.

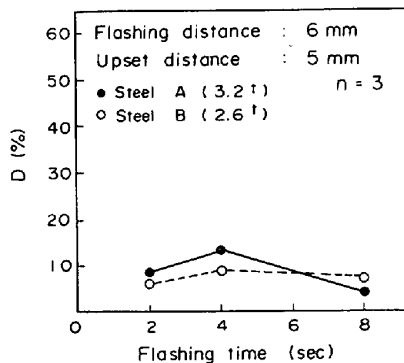


Fig. 3. Effect of flashing time on the defect percentage in the rimmed steels.

各材料の欠陥発生率の比較をフラッシュ時間で整理したのが、Fig. 2, Fig. 3 である。Fig. 2 は CC キルド鋼の、Fig. 3 はリムド鋼の結果である。CC キルド鋼とリムド鋼の欠陥発生率を比較すると、その傾向に大きな差異が認められる。リムド鋼はフラッシュ時間の影響をあまり受けず、ほぼ一定の値を示しているのに対し、CC キルド鋼の場合は明らかにフラッシュ時間の影響を受け、フラッシュ時間の増加とともに急激に欠陥発生率は低下している。また、CC キルド鋼の中の比較では、フラッシュ時間に対する傾向は同様であるものの、材料によつて欠陥発生率の絶対値に大きな違いがある。今、リムド鋼の CC キルド鋼への代替という観点から Fig. 2, Fig. 3 をみると、フラッシュ時間を長く設定するか、もしくは CC キルド鋼の材質を適切に選択するかによつて、十分代替が可能であることがわかる。しかしフラッシュ時間を長くすることは、現在ホイールリムの溶接が、フラッシュ時間が非常に短い 2 秒程度という特殊な条件<sup>1)</sup>で行われている事実から考えると、実現し難

い。したがつて、CC キルド鋼の材質面からの検討が重要な課題となる。そこで、材質により欠陥発生率に差が生じる理由を調べるために、欠陥の発生原因について次節にて検討した。

### 2.2.2 CC キルド鋼における Al 量の影響

Photo. 2 は C 材の接合部欠陥の破面を EPMA で分析した結果で、(Mn, Si, Al) 系の酸化物の存在が認められる。すなわち、接合部欠陥は電縫管というペネレータ<sup>2)</sup>と同じで、溶接中に端面に形成された酸化物がアプセット時に外部に排出されず、接合部に残存するために成形時に生ずる割れである。アプセットしているにもかかわらず、酸化物が残存する理由は次のように考える。フラッシュと呼ばれる高温の金属粒子が飛散する現象は、その発生機構が解明され、短縮、アークの繰り返してであることが明らかにされている<sup>3)~6)</sup>。すなわち、板接触部には高電流密度の短縮電流が流れ、短絡部は急速に加熱溶融し、電流による電磁力(ピンチ力)により破断し、アークが発生する。その結果端面の溶融金属は飛散し、その個所はえぐられた状態になる。したがつて、フラッシュが板端面全面で発生していれば、溶融は均一に進行するわけであるが、実際板材のフラッシュ発生状況を高速カメラ(2000 コマ/s)にて検討したところ、ある瞬間をとらえるとフラッシュはほとんどの場合 1 箇所、多くても 2~3 箇所部分的に発生しているにすぎないことが観察できた。この結果からみると、溶接中の溶融端面には凹凸が存在することが予想され、事実 Photo. 3 に示すように、溶接の途中止め(フラッシュ過程中での途中止め)を行つた状態で溶融表面を観察すると、溶接面全長にわたつて凹凸があるのが確認できる。(a)は溶融表面、(b)はその断面である。このような状態でアプセット工程に入ると、溶接部全長にわたつて均一なアプセットがなされず、酸化物が部分的に残存しやすい。これが欠陥発生的主要原因である。したがつて、凹凸が存在するフラッシュ溶接では、熱を十分に与え、凹凸があつても容易に変形し得るようにするのが欠陥の防止によい。

一方、凹凸の有無とは別に酸化物の排出されやすさは、酸化物の融点によつても異なることが予想される。電縫管のペネレータは、酸化物の融点が高いほど生じやすいことが報告されている<sup>7)</sup>。酸化物の融点については Al の酸化物の融点は 2000°C 以上と非常に高く<sup>8)</sup>、この観点から Table 2 と Fig. 2 をみても、Al 量の多い C 材、D 材がフラッシュ時間の短い条件で大きな欠陥発生率を示しているのが理解される。Fig. 4 はフラッシュ時間が 2 s の時の CC キルド鋼の欠陥発生

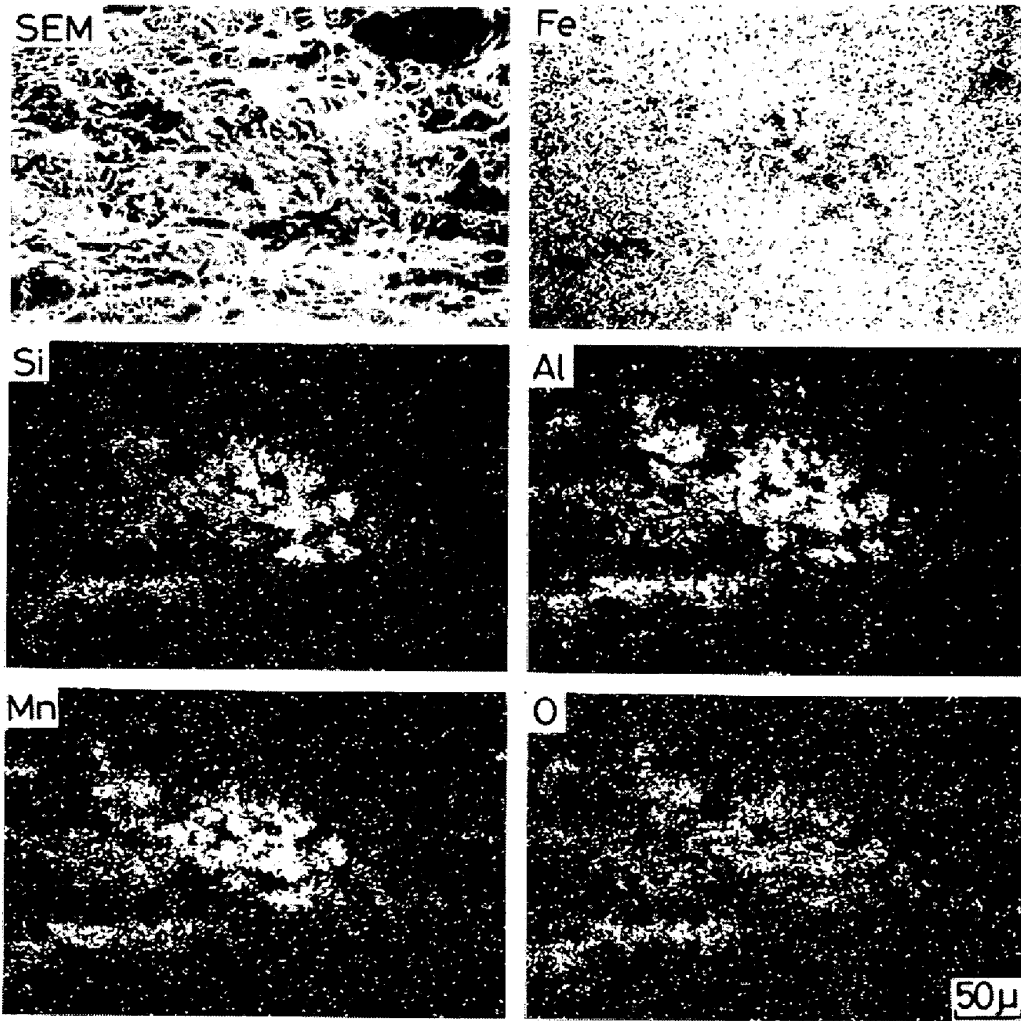


Photo. 2. Characteristic X-ray image of fracture surface on the weld line by EPMA.

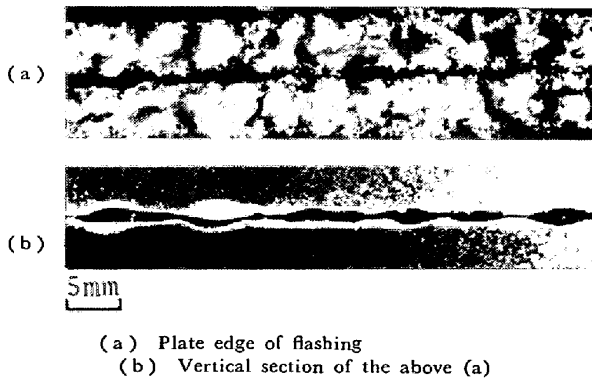


Photo. 3. Appearance of melting surface in the flashing stage.

率を Al 量により整理したもので、比較のためにリムド鋼も示した。CC キルド鋼の欠陥発生率は Al 量によってよく整理されている。すなわち、前述したようにリムの溶接はフラッシュ時間が 2 s と非常に短時間でを行うのが特徴で、十分に溶接線全面にわたって均一に入熱を与えない状態で溶接することになり、酸化物の融点の影響

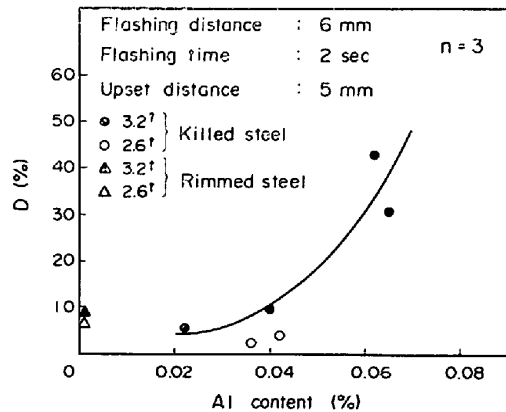


Fig. 4. Effect of Al content on the defect percentage in the CC killed steels.

がより顕著に現れることになったと考える。したがって、このような Al の多い材料はフラッシュ時間の延長、すなわち十分に入熱を与えることにより、溶融端面の温度を均一に上昇させ、かつ容易に変形できるようにすれば欠陥発生率を減少することができる。このことに

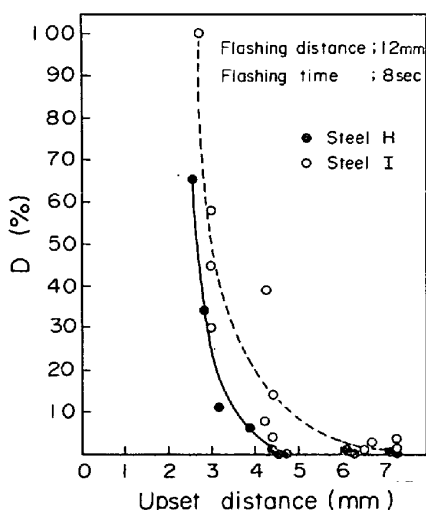


Fig. 5. Effect of upset distance on the defect percentage in high strength and mild steels.

より Fig. 2 の結果が理解できる。

以上述べたように、リムド鋼の CC キルド鋼への代替は Al 量をコントロールすることによつて、可能となるわけである。

2.2.3 高張力鋼における溶接性

一方、前述したように欠陥が (Si, Mn, Al) 系の酸化物である事実から考えると、高強度化により Si, Mn (特に Mn) が増すので、欠陥が発生しやすくなることが予想される。電縫管のペネトレータについては Mn 量の増加により発生率が増すとの報告<sup>2)</sup>があり、事実フラッシュ溶接の場合についても Si, Mn の増加により欠陥は発生しやすくなる傾向があるが、Si 量を 0.2% 以下にすることにより軟鋼材と同程度の溶接性が得られることを確認している<sup>9)</sup>。

他方、化学成分のみならず高張力鋼の場合、接合部欠陥発生抑制のためには次の点に留意が必要である。Fig. 5 は高い強度を有する材料 I と軟鋼である材料 H の適切アプセット量を比較したものである。欠陥発生率が一定となる適切アプセット量が、材料 H では約 4.5 mm 程度であるのに対し、材料 I では約 6.5 mm と大きな値が必要となつている。これは母材電気抵抗が異なることによる電極、熔融端面間のジュール発熱の差に起因するものと考えられる (H材は  $14.2 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ , I材は  $18.3 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ )。すなわち、Si, Mn 量が増加すると母材電気抵抗が増す<sup>10)</sup>ため、一般的に高張力鋼は軟鋼に比べて高い電気抵抗を有する。その結果、高張力鋼の場合にはジュール発熱が大となるため溶接中に熱を受け軟らかくなつている領域 (実際 I 材が H 材よりも途中止めの観察により HAZ 幅が大となつていることを確認してい

る)が大となり、その分大きなアプセット量を与えないと、同様の押し出し力が得られないからであると考えられる。このように高張力鋼の場合には母材電気抵抗に見合った適切なアプセット量の選択が重要である。

3. 溶接熱影響部軟化挙動の解明

高張力鋼板をホイール・リムに適用した場合、前節で述べた接合部欠陥に加えて、Photo. 4 に示すようにフラッシュ溶接の熱影響部 (HAZ) にてネッキング割れを生じることがある。これは溶接後ロール・フォーミングの成形工程中に生じる割れで HAZ の軟化に起因している<sup>11)</sup>。

本章では、高張力鋼板の使用にて生じる HAZ 軟化挙動とその機構について考察するとともに、新しい自動車用高張力鋼板として注目されている複合組織 (DP) 鋼板<sup>12)</sup>のリムへの適用の可能性を検討する。

3.1 実験方法

Table 3 に示す化学成分を有する鋼の中で A 鋼と B 鋼は 250 t 転炉で溶製し、CC スラブとした後、熱延工場にて同表に示す圧延条件で 2.9 mm 厚のコイルとした。A は極低温巻き取り法による熱延ままの DP 鋼板であり、B は通常巻き取りの Nb 添加析出硬化型高張力 (HSLA) 鋼板である。C 鋼は 50 kg 高周波試験溶解炉にて溶製後、大気中鋳込みで鋼塊とした後熱間鋳造、切断により 30 mm 厚×60 mm 幅×90 mm 長の小鋼片を

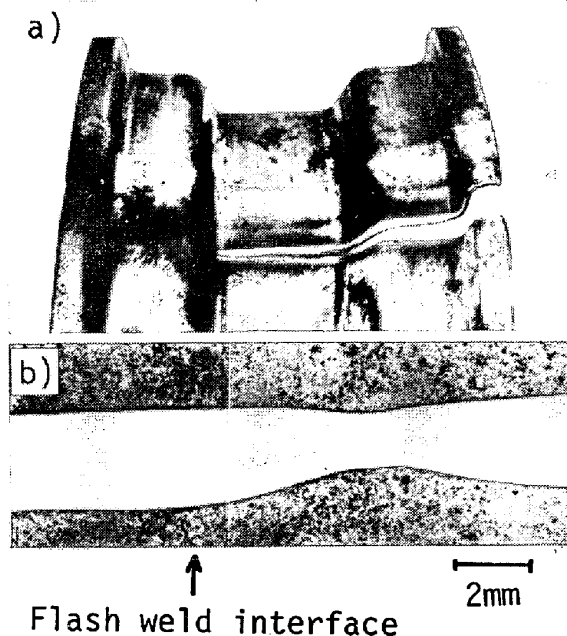


Photo. 4. Appearance of failure in fabrication of a high strength steel wheel rim (a) and localized necking in weld heat affected zone (b), respectively.

Table 3. Chemical compositions of high strength steels (wt%) used for the study of failures occurring in the weld heat affected zone.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Remarks
A	0.08	0.10	1.62	0.019	0.002	0.038	0.0042	—	DP steel
B	0.09	0.13	1.31	0.016	0.002	0.020	0.0040	0.03	HSLA steel
C	0.08	0.48	1.83	0.003	0.005	0.049	0.0061	—	Laboratory test steel

A : Coiled at about 200°C at hot-strip mills

B : Coiled at about 600°C at hot-strip mills

C : Simulated-coiled at various temperature from 600°C to room temp. at laboratory

Table 4. Flash welding conditions.

Flashing voltage (V)	Initial stage	8.2
	Final stage	5.5
Flashing time (s)	8	
Flashing distance (mm)	12	
Upset distance (mm)	4	
Upset current	0	

Welded steel sheet size

2.9 t × 200 w × l mm or 3.5 t × 150 w × l mm

Table 5. Mechanical properties of DP and HSLA steels.

	DP steel	HSLA steel
TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	61.8	55.0
YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	42.2	43.9
YR	0.68	0.80
EI (%)	28.4	25.8
YPE (%)	0.0	0.4
Thickness (mm)	2.9	2.9

(JIS 13 B)

得た。これを用いて熱延シミュレーション実験<sup>13)</sup>を行い、3.5 mm 厚の供試鋼板とした。

これらの鋼板に対して、実際のホイール・リムの場合と同じく圧延直角方向に Table 4 に示す溶接条件でフラッシュ溶接を実施した。溶接継手材の特性を調査するため溶接ビード部を削除して後述する Photo. 5 に例示する JIS 13 号 B の板状引張試験片 (平行部の幅 12.5 mm, 標点間距離 50 mm) を採取しインストロン試験機により、5 mm/min のクロスヘッド速度で引張試験を行った。

### 3.2 実験結果と考察

#### 3.2.1 HSLA 鋼板と DP 鋼板の比較

Table 5 に供試鋼板の機械的特性を示す。A 鋼の DP 鋼板は B 鋼の HSLA 鋼板に比較して低い降伏比 (YR) であるばかりでなく全伸び (EI), 引張強さ (TS) とともに高い。

溶接継手材の板厚中心位置の硬度分布及び所定の引張歪みを加えた後の板厚分布を測定した結果を Fig. 6 に示す。DP 鋼板と HSLA 鋼板では硬度分布が大きく異なる。前者は接合部から約 4 mm 離れた HAZ で軟化を示し母材部より低い硬度となつている。他方後者ではこ

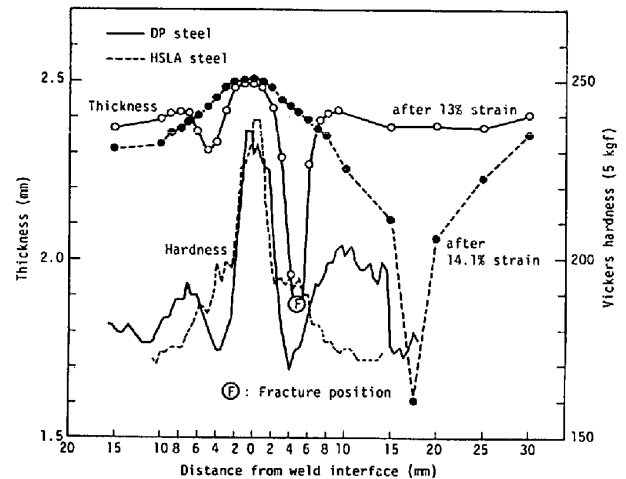


Fig. 6. Comparison of DP and HSLA steels in hardness distribution before tensile test and in thickness distribution after tensile strain.

のような軟化域は認められず母材部から接合部に近づくにつれて順次高い硬度となつている。所定の引張り歪み後の板厚分布も硬度分布と対応して両者で大きく異なる。DP 鋼板では HAZ の軟化域でネッキングあるいはネッキング破断を生じるのに対して、HSLA 鋼板では母材部でネッキングを生じている。また更にネッキングの位置はクロスヘッド速度を 5 mm/min, 以外に 0.5, 50, 100 mm/min と変化させても変わらないことが確認された。

母材の全伸びは DP 鋼板の方が優れているが、溶接継手引張試験では、同図からも理解されるとおり HSLA 鋼板の方が優れていることは注目すべき点である。

#### 3.2.2 DP 鋼板の HAZ 軟化に及ぼす巻き取り温度の影響

C 鋼を用いて 600°C から室温巻き取りの 3.5 mm 厚熱延シミュレーション実験を行った。その結果を Fig. 7-a) に示す。なお本節の試片は溶接継手引張材を含めてすべて板表面の凹凸を除去して 2 mm 厚にしたものである。

400°C 以上の高温巻き取りにて、フェライト・パーライト組織 (FP) 鋼板が得られ、300°C 以下の低温巻き取りにより降伏現象が消失し低降伏比の DP 鋼板が得ら

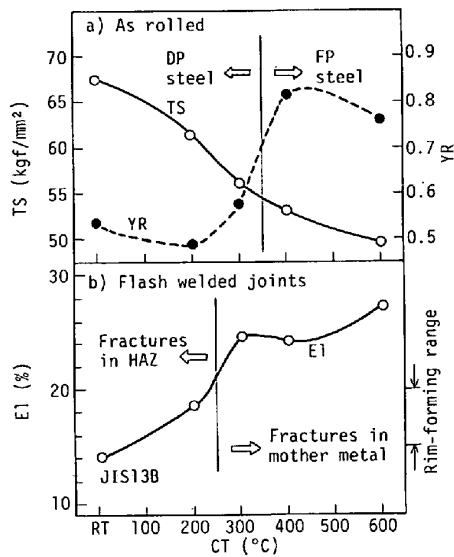


Fig. 7. Effect of coiling temperature on tensile strength (TS) and yield ratio (YR) in the as-rolled condition (a) and on elongation (EI) in flash welded condition (b).

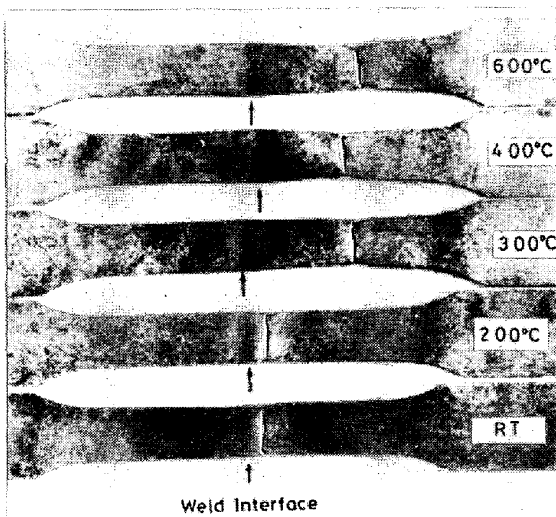


Photo. 5. Change of fracture position with coiling temperature in flash welded joint tensile test, figures showing coiling temperature.

れた。これら巻き取り温度の異なつた鋼板を用いて継手引張試験を行つた結果を Fig. 7-b) に示す。また Photo. 5 に破断状況を例示する。200°C 以下の低温巻き取りの DP 鋼板は前節と同じく HAZ で破断しているが、300°C 巻き取りの DP 鋼板を含めて高温巻き取りを行つた鋼板はすべて母材で破断している。

300°C 巻き取りの DP 鋼板は、ホイール・リム成形に必要な伸び約 15~20% を十分満足している。

Fig. 8 に供試鋼板の相違に基づく溶接継手材の硬度分布の変化を示す。600°C 巻き取りの鋼板は HSLA 鋼板と同じ傾向の硬度分布を示すのに対して、DP 鋼板で

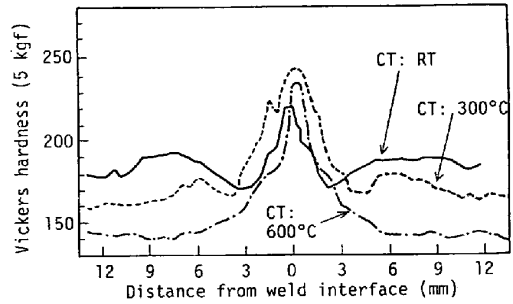


Fig. 8. Change of hardness distribution across a flash weld interface with coiling temperature.

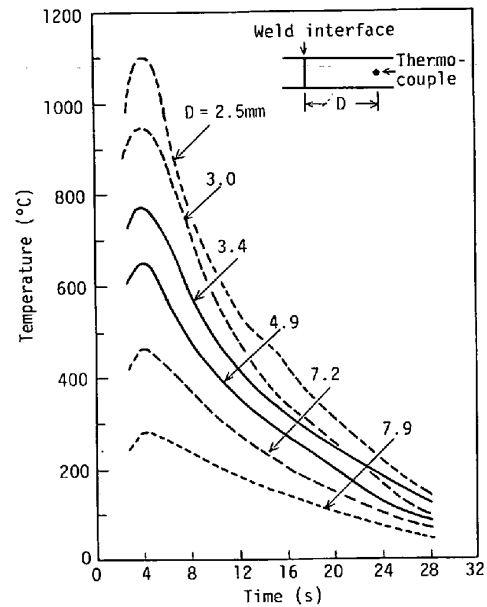


Fig. 9. Time-temperature curves obtained at each portion during flash welding process.

は接合部から約 3~5 mm 離れた HAZ で隣接の硬度より低い、いわゆる軟化を生じている。しかし、同じ DP 鋼板の軟化でも、その部分の硬さは母材部の硬度を基準にとると室温巻き取りでは明らかに低いが、300°C 巻き取りではむしろ高いことが判明した。この差により破断位置が変化して、300°C 巻き取りの DP 鋼板では溶接継手引張試験時の全伸びが優れたものと判断される。

次に 300°C 巻き取りと室温巻き取りの DP 鋼板における HAZ 軟化挙動の差異について検討した結果を述べる。

フラッシュ溶接時に継手材の各部分が受ける熱履歴を測定した結果を Fig. 9 に示す。溶接条件は前述の Table 4 と同じである。フラッシュ溶接開始後 4 s ぐらいの短時間で各部分は最高温度に達しその後急冷される。同図から DP 鋼板の HAZ 軟化を生じる部分は約 600°C~Ac<sub>1</sub> 点に再加熱される位置にあることがわかった。HAZ 軟化域から接合部よりでの高い硬度は Ac<sub>1</sub>

点以上の高温加熱を受けるため連続焼鈍法により得られる DP 組織と同じ原理でマルテンサイト組織が混入することに基づく。

$A_{c1}$  点以下に再加熱される DP 組織の焼もどし軟化機構については、マルテンサイト組織の焼もどし軟化以外に DP 鋼板の組織中約 80~90% を占めるフェライト地の変化をも検討する必要がある。

Fig. 10 に示すように低 Mn-Al キルド鋼を用いて、前述と同じく 3.5 mm 厚の熱延シミュレーション実験を行った。その際、巻き取り温度を 600°C, 400°C, 室温に変化させて、フェライト地の異なるフェライト・パーライト組織鋼板を得た。600°C では固溶 C, N とも少なく、400°C 巻き取りでは固溶 C は少ないが固溶 N が多く、室温巻き取りでは固溶 C, N ともに多いと見なされる<sup>14)</sup>。それらの鋼板から 2.0 mm 厚×12.5 mm 幅×10 mm 長の小片を切り出し焼もどしの実験を行った。200°C の低温焼もどしは油槽、400°C 以上の高温焼もどしは塩浴槽を用いてフラッシュ溶接と同様な急速加熱冷却をシミュレートした。同図からわかるように、室温巻き取りの鋼板では焼戻し温度の上昇につれて軟化するのに対して、600°C 巻き取りの鋼板はむしろ逆に硬化することを見出した。これは 600°C 巻き取りでは焼もどし温度の増加にともない固溶 C が増加するのに対して室温巻き取りでは固溶 C, N が減少するためと考えられる。400°C 巻き取りの場合、固溶 C の増加と固溶 N の低下を考え合わせると次のように説明できる。500°C までの焼もどしによる硬化は固溶 C の増加によるものであり、それより高温での焼もどしによる軟化は AIN の析出<sup>15)</sup>による固溶 N の減少に基づくと思われる。

以上より高温巻き取りの DP 鋼板が室温巻き取りの DP 鋼板より軟化の程度が少ないのは、もともとマルテンサイトの硬さが低い (Hv で約 80 低い) 上に、フェ

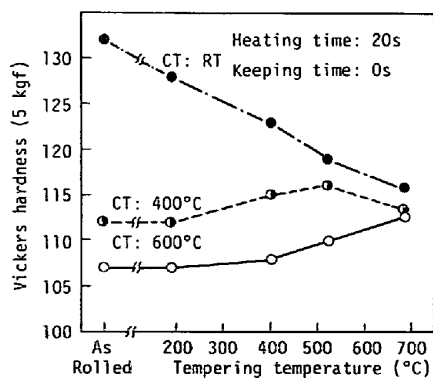


Fig. 10. Effect of tempering temperature on the ferrite-pearlitic steel coiled at various temperature, containing 0.08%C, 0.15%Si, 0.46%Mn, 0.04%Al and 0.0042%N.

ライト地中の固溶 C の増加による硬化が関与していると推察される。しかしながら高温巻き取りの DP 鋼板では  $A_{c1}$  点直下の焼もどしを受けた部分の硬度が母材部より高い理由は、フェライト地の固溶 C に基づく強化の寄与分 ( $\Delta H_v = 5$ , フェライト体積率 85% とすると,  $5 \times 0.3 \times 0.85 = 1.3 \text{ kgf/mm}^2$ ) だけでは、マルテンサイトの軟化による強度低下 ( $\Delta H_v = 100$ ,  $100 \times 0.3 \times 0.15 = 4.5 \text{ kgf/mm}^2$ ) には及ばないので、フラッシュ溶接時のアップ・セットによる歪み時効硬化 (硬度の上昇なので単に加工硬化のみとは考え難い) も寄与していると考えなければうまく説明できない。

実際、Fig. 6 の 600°C 巻き取りの HSLA 鋼および Fig. 8 の 600°C 巻き取り材の場合、 $A_{c1}$  点直下の焼もどしを受けたと思われる HAZ の位置で母材部と比較して  $\Delta H_v = 20 \sim 30$  もの硬化量があり Fig. 10 の  $\Delta H_v = 5$  よりはるかに大きい。

最近、DP 鋼板より Nb 添加のベイナイト鋼板の方がフラッシュ溶接時に軟化が少ないことが報告されている<sup>16)</sup>。これは本論文の知見からすると、①ベイナイト組織のため第 2 相が軟質である。② DP 鋼板の製造の場合よりも高温領域<sup>17)</sup> (350°C~550°C) で巻き取るため、固溶 C が少ない。③ Nb 添加のため固溶 N も少ない。ことなどによると解釈される。なお、ベイナイト鋼板は DP 鋼板より降伏比が高いので成形性の点からは、少し不利ではないかと思われる。

#### 4. 結 言

CC キルド鋼や高張力鋼をホイール・リムに適用する場合に問題となるフラッシュ溶接性を、溶接後成形工程にて発生する溶接部欠陥発生面から検討した。

結果を要約すると以下のとおりである。

(1) リム成形時に発生する溶接部欠陥は、接合部そのものに発生する割れと溶接熱影響に発生する割れ (もしくはネッキング) に大別される。

(2) リム鋼から CC キルド鋼への代替に際して問題となる割れは、接合部に発生する割れで、この原因はアップセット時に外に押し出されず接合面に存在する (Si, Mn, Al) 系の酸化物である。

(3) 酸化物の中でも、特に問題となるのは高融点を有する Al の酸化物であり、Al 含有量を低減することにより CC キルド鋼のホイール・リムへの適用は可能となる。

(4) 高張力鋼のホイール・リムへの適用に際して問題となる割れは、上記割れ以外に溶接熱影響部で生じるネッキング割れであり、この部分は  $A_{c1}$  点~約 600°C



の再加熱による焼戻し軟化に基づく。

(5) この軟化は、HSLA 鋼では認められないが DP 鋼で顕著に認められる。しかし、300°C 以上の高温巻き取りを行つて得られる DP 鋼では、軟化部の硬度は母材より高くホイール・リムへの適用の可能性はある。

(6) 高温巻き取りの DP 鋼で熱影響部の軟化域の硬度が母材より高い理由として、もともとマルテンサイト組織の硬度が低い上に、固溶 C の増大による硬化やアップセット時の歪み時効硬化が寄与していると思われる。

終わりに、本論文の発表を許可された住友金属工業(株)取締役中央技術研究所所長、西岡邦夫博士に深く感謝致します。また本研究を遂行するにあたって、御指導を賜つた研究所次長、行俊照夫博士および鋼材研究室主任研究員、高橋政司博士に厚く御礼申し上げます。

#### 文 献

- 1) 丹羽 忠: 溶接技術, (1976) 3, p. 63
- 2) 横山栄一, 山泉光邦, 嘉納徳彦, 渡辺修三: 川崎製鉄技報, 10 (1978) 1, p. 23
- 3) 安藤弘平, 仲田周次, 杉本威生: 溶接学会誌, 39 (1970) 10, p. 86
- 4) 安藤弘平, 仲田周次, 杉本威生: 溶接学会誌, 40 (1971) 1, p. 35
- 5) 佐藤次彦, 山口武男: 溶接学会誌, 32 (1963) 6, p. 55
- 6) W. E. CRAWFORD and W. RICHTER: Welding J., 15 (1936) 10, p. 12
- 7) 伊藤幸良, 星野 彰, 前出弘文, 竹田秀俊: 鉄と鋼, 63 (1977) 4, p. 86
- 8) 金属データブック (日本金属学会編), (1974), p. 81 [丸善]
- 9) 杉沢精一, 浜松茂喜, 菊池浩平, 国重和俊: 鉄と鋼, 68 (1982) 9, p. 1256
- 10) 山内信幸, 高 隆夫: 溶接学会全国大会講演概要, 26 集 (1980), p. 210
- 11) M. S. RASHID and A. E. RATHKE: SAE Technical Paper, 8100 26 (1980)
- 12) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19 (1980) 1, p. 10
- 13) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 増井淑郎: 鉄と鋼, 65 (1979) 13, p. 1916
- 14) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 浜松茂喜: 住友金属投稿中
- 15) 田知本一雄, 雑賀喜規, 深川宗光: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1791
- 16) 橋本俊一, 神戸章史, 須藤正俊: 鉄と鋼, 67 (1981) 5, S 542
- 17) 須藤正俊, 橋本俊一, 神戸章史: 鉄と鋼, 67 (1981) 5, S 541