
ホイールリム用熱高張力鋼板の開発

Development of Hot-Rolled High-Strength Steel Sheets for Wheel Rim Use

篠崎 正利(Masatoshi Shinozaki) 橋本 弘(Hiroshi Hashimoto) 加藤 俊之(Toshiyuki Kato) 入江 敏夫(Toshio Irie)

要旨：

種々の鋼板におけるフラッシュバッド溶接継手の加工性を調べ、その結果に基づいてホイールリム用熱延高張力鋼板を開発した。伸びフラッグ加工性は溶接部の硬度と組織の変化に強く依存する。Dual phase 鋼は熱影響部で軟化し、成形時にそこで破断する。固溶強化鋼は軟化しないが、鋼の製造コストが高くなる。析出強化鋼は、新しく提案したように、炭素当量を引張強さに比例して高くした時にのみ軟化しない。ゆえにこのような高い炭素当量をもつ析出強化鋼が最も良い材料であると結論される。曲げ加工性は Mn/Si 比と S 含有量に影響される。Mn/Si 比を 4~23 の範囲内に制御することと、S 含有量を低減することは、それぞれペネトレーター割れ発生とフッククラック発生の抑制に効く。

Synopsis：

Formability of flash-butt welded joints in various types of steel sheets has been investigated, and based on the results of this investigation, hot-rolled high-strength steel sheets for wheel rim use have been developed. Formability in stretch-flanging is closely related to changes in hardness and microstructure at the weld. Dual phase steels soften at the heat affected zone, and fracture at a portion in the forming process. Solid solution hardened steels do not soften, but result in high production cost of the steels. Precipitation hardened steels do not soften, only when their newly-proposed carbon equivalent, C_{eq} (FBW), is raised in proportion to their tensile strength. It is concluded, therefore, that the precipitation hardened steel with a higher carbon equivalent is the best material of all. Formability in bending is affected by the Mn/Si ratio and S content. Controlling the Mn/Si ratio within the range of 4 to 23 and lowering the S content are effective to suppress penetrator cracking and hook cracking, respectively.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

ホイールリム用熱延高張力鋼板の開発 Development of Hot-Rolled High-Strength Steel Sheets for Wheel Rim Use

篠崎 正利*
Masatoshi Shinozaki

橋本 弘**
Hiroshi Hashimoto

加藤 俊之***
Toshiyuki Kato

入江 敏夫****
Toshio Irie

Synopsis:

Formability of flash-butt welded joints in various types of steel sheets has been investigated, and based on the results of this investigation, hot-rolled high-strength steel sheets for wheel rim use have been developed.

Formability in stretch-flanging is closely related to changes in hardness and microstructure at the weld. Dual phase steels soften at the heat affected zone, and fracture at a portion in the forming process. Solid solution hardened steels do not soften, but result in high production cost of the steels. Precipitation hardened steels do not soften, only when their newly-proposed carbon equivalent, C_{eq} (FBW), is raised in proportion to their tensile strength. It is concluded, therefore, that the precipitation hardened steel with a higher carbon equivalent is the best material of all.

Formability in bending is affected by the Mn/Si ratio and S content. Controlling the Mn/Si ratio within the range of 4 to 23 and lowering the S content are effective to suppress penetrator cracking and hook cracking, respectively.

1. 緒 言

わが国における自動車の軽量化はホワイトボディから始まった。最近ではそれがホイールや足回り部品にも及んできている。これらの部品には熱延薄鋼板が使われるが、もともと板厚が冷延鋼板のそれよりも厚いため、ゲージダウンによる軽量化度が大きい。

ホイールのハイテン化の試みは最初に米国でなされ、Dual phase 鋼を用いたホイールが一時実用化された。しかし、米国製の Dual phase 鋼は特性のばらつきが大きく、量産を停止している。こ

く最近では引張強さ(以下TSと記す)が50kgf/mm²級のHSLA 鋼を使用した軽トラック用ホイールを製造し始めている¹⁾。

わが国におけるホイールのハイテン化はまず自動車構造用熱延鋼板 SAPH シリーズをベースに段階的にトライされてきた。SAPH シリーズは軟鋼板の SAPH 32 から、C や Mn の増量あるいは Si の添加による SAPH 45 までの TS レベルがある。TS 50 kgf/mm² 以上の熱延鋼板には析出強化鋼と Dual phase 鋼がある。しかし 50 kgf/mm² 級以上の熱延高張力鋼板はフラッシュバット溶接後に冷間加工を行うホイールリム材には適さず、リム製造に適した熱延高張力鋼板の開発が強く望まれている。

* 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員(課長補)

*** 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員(掛長)
〔昭和57年5月11日原稿受付〕

** 水島製鉄所管理部薄板管理室

**** 技術研究所第3研究部表面処理研究室室長(部長補)

る。これまで熱延高張力鋼板の強化機構と成形性に関しては、その化学成分と製造方法の影響がかなり明らかにされてきたが、フラッシュバット溶接継手の冷間加工性と鋼板の強化機構あるいは化学組成との関係はほとんど知られていない²⁻⁶⁾。

本報はホイールリム用熱延高張力鋼板に必要な成分条件を明らかにすることを目的とし、各種熱延鋼板を用いてそのフラッシュバット溶接継手の冷間加工性を調べた結果と、それに基づいて開発したTSが55 kgf/mm²級および60 kgf/mm²級のリム用高張力熱延鋼板について述べる。

2. ホイールリムの製造工程

ホイールはリムとディスクとから成り、ディスクがプレス成形されるのに対して、リムの製造工程の概略は Fig. 1 のようになっている。所定の寸法に剪断された鋼板はロールにより曲げられ、その突き合わせ端面がフラッシュバット溶接される。溶接ビードは切削により除去され、溶接線の両端の突出部は剪断により除去される。つぎにフレアー加工と呼ばれる伸びフランジ加工と曲げ加工を含むロールフォーミングを受け、最後に寸法と形状を整えるためのエキスパンド加工を受ける。検査項目のなかには形状と寸法のほかに、エア漏れの原因となる溶接部のピンホールやクラックなど

が含まれる。

フラッシュバット溶接は抵抗溶接の一種であり、その基本ステップおよび溶接挙動はそれぞれFig.2 および Fig. 3 に示すとおりである。材料の加熱は

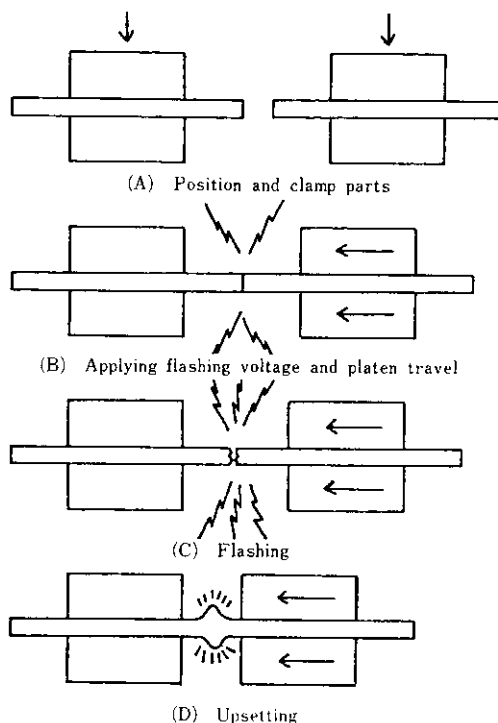


Fig. 2 Basic steps in flash-butt welding

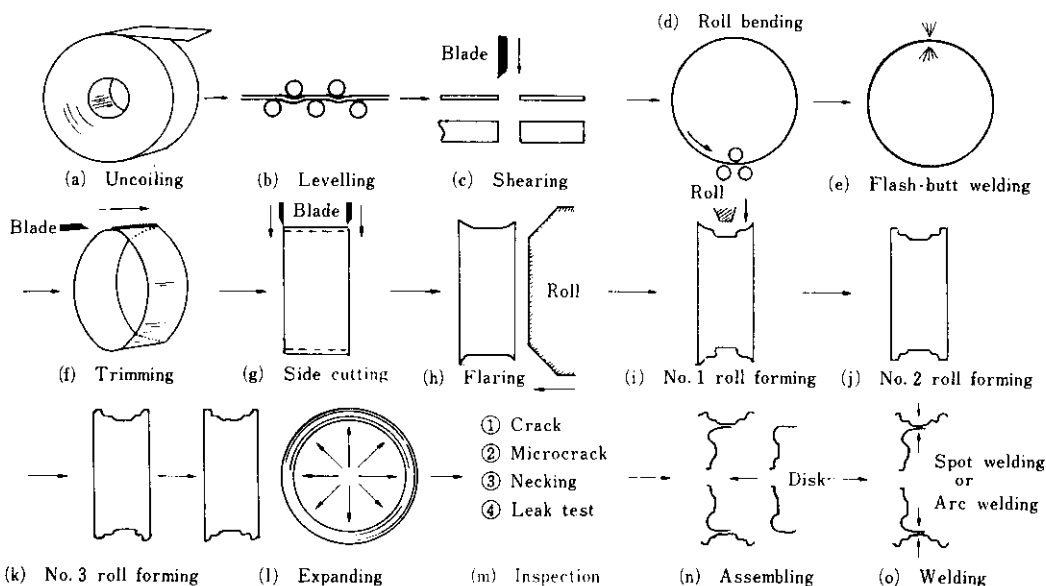


Fig. 1 Manufacturing process of wheel rim

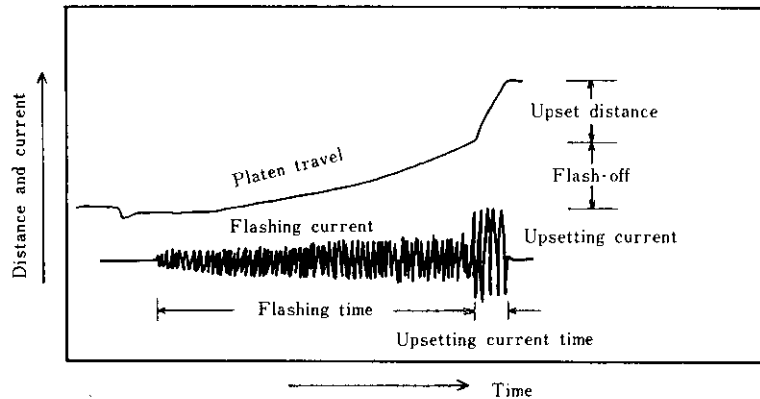


Fig. 3 Diagram in flash-butt welding

主としてアークによりなされ、端面は溶融するとともに酸化と飛散が繰り返され(フラッシュ過程)、つづいて材料の接合と押し付けがなされる(アップセット過程)⁷⁾。このようにフラッシュバット溶接における制御条件は複雑であり、溶接条件によって溶接継手の性質が変化する。これは高張力鋼板においてとくに顕著である。したがって高張力鋼板の溶接条件はホイールメーカーにとっては最も重要なノウハウになっている。

3. フラッシュバット溶接継手部の特性に及ぼす諸成分の影響

3.1 供試材と実験方法

供試材は固溶強化鋼、Dual phase鋼および析出強化鋼の3種の熱延鋼板であり、比較材として軟鋼板を用いた。これらの化学組成の範囲をTable 1に示す。板厚は2.6~2.9mm、そしてTSは34~65 kgf/mm²の範囲である。

フラッシュバット溶接には試料の移動をカムによって行う空気圧式フラッシュバット溶接機を用いた。負荷電流波形はサイン波である。溶接条件はTable 2に示すように、板厚が若干異なる場合

Table 2 Conditions of flash-butt welding

Size of specimen	$t \times 50 \times 90 \text{ mm}^3$
Secondary voltage	4.8V
Curve of platen travel	Parabola
Flash-off	13mm
Flashing time	4.0s
Upsetting current time	0.2s
Upsetting force	Exerted by compressed air
Upset distance	5 mm

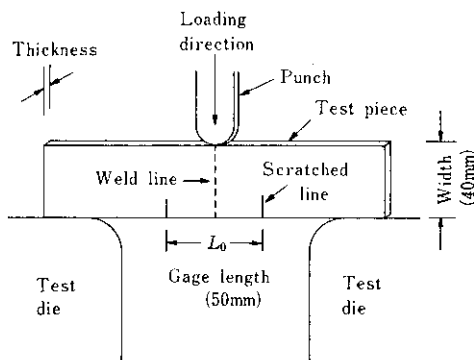
もすべて一定とした。

伸びフランジ加工性はFig. 4に示すサイドベンド試験⁸⁾を行い、その伸び率で評価した。この試験では試験片は剪断された状態のままでポンチにより、板面内で曲げられる。サイドベンド伸び率はゲージ長さ L_0 (50mm)と割れ発生時の試片の伸び L により、 $\{(L-L_0)/L_0\} \times 100(\%)$ で表す。なお、溶接継手を試験する場合は、ビードを切削により除去した後、溶接線がゲージ長さの中心になるようセットする。

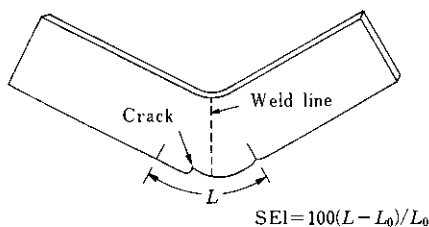
曲げ加工性を調べるためFig. 5に示すような溶接曲げ試験を行い、欠陥の発生状況を観察した。この試験ではビードを切削した後、継手全体を両

Table 1 Chemical composition of steels used (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb, Ti, V	Mo	B
0.04 ~0.15	0.02 ~1.1	0.2 ~2.5	0.02	0.001 ~0.02	0.001 ~0.06	0.03 ~1.0	Tr ~0.06	Tr ~0.2	Tr ~0.005



(a) Side-bend testing tool



(b) Specimen deformed

Fig. 4 Method of side-bend testing

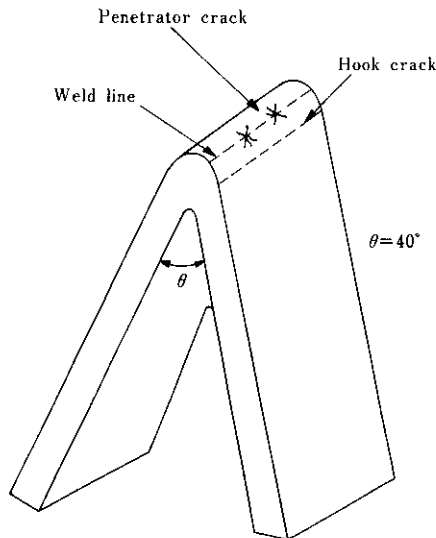


Fig. 5 Method of bending test and defects in welded joint

面から研削し、 40° の角度を有するダイの中へポンチで押して曲げる。欠陥には溶接線上に発生するペネトレータ割れと溶接線上に沿った部分に発生するフッククラックの2種類がある。

3.2 伸びフランジ加工性

サイドベンド伸び (SEI) と TS の関係は母材については Fig. 6 のようになり、母材の SEI は母材の TS が高くなるにつれて低下するが、同じ TS でも S 含有量の低いものは SEI が高い。したがって TS の高い鋼板ほど S 含有量を低くする必要がある。S 含有量による SEI (%) と TS (kgf/mm^2) の関係は次の回帰式で示される。

$$S \leq 30\text{ppm} : \text{SEI} = -2.0\text{TS} + 159 \quad \cdots (1)$$

$$S > 30\text{ppm} : \text{SEI} = -1.4\text{TS} + 113 \quad \cdots (2)$$

溶接継手の SEI と母材の SEI の関係は Fig. 7 のようになり、前者は後者より低い傾向が認められるほか、鋼種によっても SEI と破断状況に次の差がある。

- (1) 固溶強化鋼の溶接継手はすべて母材で破断し、その多くは SEI が 30% 以上と高い。
- (2) Dual phase 鋼の溶接継手はすべて熱影響部 (HAZ) で破断し、その SEI は 25% 以下と低い。
- (3) 析出強化鋼の溶接継手は母材破断するものと溶接部 (溶接中心部または HAZ) 破断するものの両方が認められ、後者の場合は SEI が 25% 以下と低い。

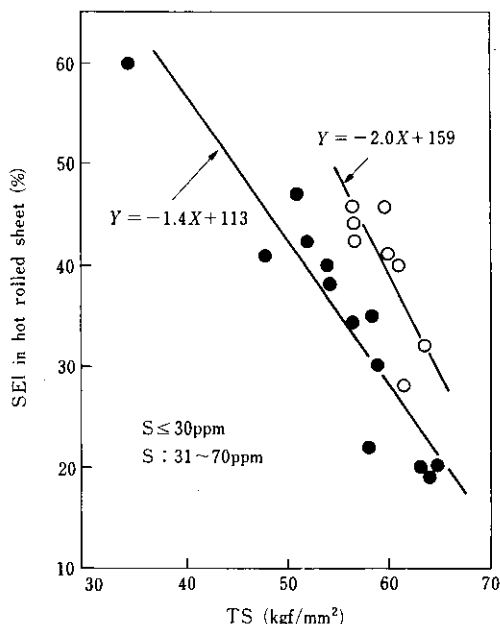


Fig. 6 Relation between tensile strength, TS, and side-bend elongation, SEI, in hot rolled sheets

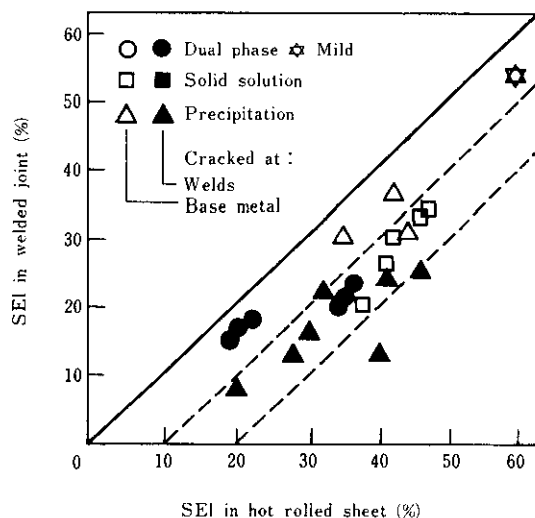


Fig. 7 Relation between side-bend elongation of welded joint and hot rolled sheet

リムの寸法と形状は日本自動車工業会規格で決まっており、リム成形時の伸びフランジ加工率は20～25%と推定される。したがって溶接継手のSEIが25%以上の鋼板のみがリム用材料として適することになるが、これを満足するのは固溶強化鋼と析出強化鋼の一部であり、Dual phase鋼はこれに適していない。

なお溶接継手のJIS 5号試験片による全伸びEIとそのSEIの関係はFig. 8のようになり、両者の間には次式で表される直線関係が存在する。また、両者の破断位置は一致する。

$$SEI = 1.67EI - 10.2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

前述したようにサイドベンド試験は剪断された状態の試験片を用いて行うが、高張力鋼板のSEIを改善しようとして剪断端面を機械研削したときの結果をFig. 9に示す。同図から明らかなように母材のSEIは大きく改善されるが、溶接継手のSEIはあまり改善されず、Fig. 1(g)のサイドカットは通常の管理がなされている限り、特別な手入は不必要と考えられる。

3・3 溶接部の結晶組織と硬度

Photo. 1～5に溶接部から母材にかけての結晶組織変化と硬度分布を示す。腐食液として軟鋼板にはナイトル、高張力鋼板にはマルテンサイトを検出するためDP液（2%ピロ硫酸ナトリウム＋

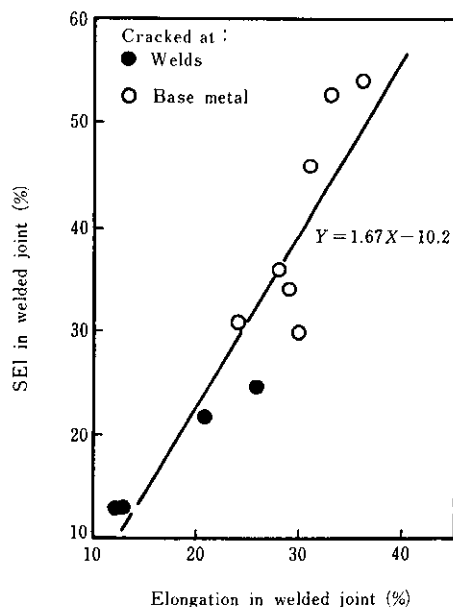


Fig. 8 Relation between side-bend and total elongations of welded joints

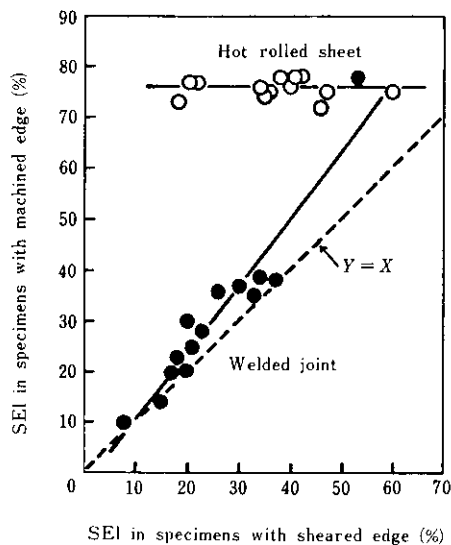


Fig. 9 Relation between side-bend elongation of specimens with machined edge and sheared edge

4%ピクラル)⁹⁾を用いた。DP液による腐食で白くみえる部分がマルテンサイトである。硬度測定には荷重1kgfのマイクロビッカース硬度計を用いた。各鋼種の特徴は次のとおりである。

(1) 軟鋼 (Photo. 1)

溶接部の組織は母材のそれ（フェライト＋パーライト）と大差なく、硬度分布もほぼフラットである。

(2) 固溶強化鋼 (Photo. 2)

溶接中心部は若干のマルテンサイトを含むベイナイト組織を呈し、溶接界面から2～3mmの位置ではフェライト＋マルテンサイト＋セメントタイト

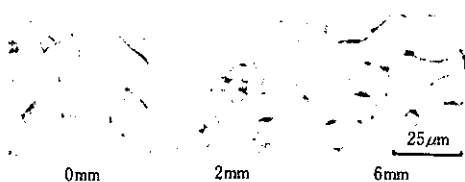
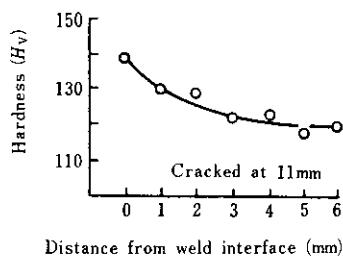


Photo. 1 Microstructures (nital etching) and hardness traverse across welds in mild steel (0.08%C-0.003%Si-0.3%Mn, TS : 34 kgf/mm²)

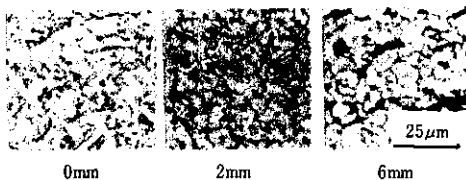
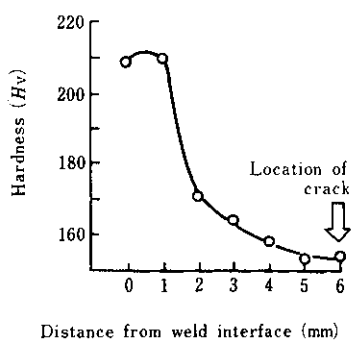


Photo. 2 Microstructures (DP etching) and hardness traverse across welds in solid solution hardened steel (0.066%C-0.52%Si-1.78%Mn, TS : 52 kgf/mm²)

の組織となり、4 mm以上の位置ではフェライト＋パーライトの組織（母材）となる。溶接部は硬化する。

(3) Dual phase 鋼 (Photo. 3)

溶接中心部はベイナイト＋マルテンサイト組織、溶接界面から2～3mmの位置ではフェライト＋マルテンサイト組織であり、これらの部分は硬化している。溶接界面から4～7mmの位置ではマルテンサイトが焼き戻され、軟化してこの部分でサイドベンド試験での破断がおきている。溶接界面から8 mm以上離れたとフェライト＋マルテンサイトのDual phase組織となる。

(4) 析出強化鋼 I (Photo. 4)

溶接中心部にはフェライトバンドが認められ、溶接界面から1 mmの位置ではフェライト＋ベイナイト組織、2 mmの位置は焼きならされたフェライト細粒組織であり、これらの部分は軟化している。溶接界面から3mm以上離れた位置ではフェライト＋パーライトの組織（母材）である。この鋼では

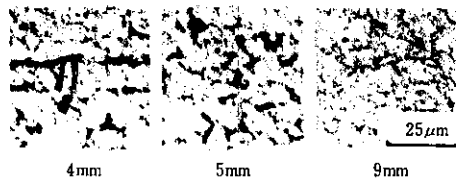
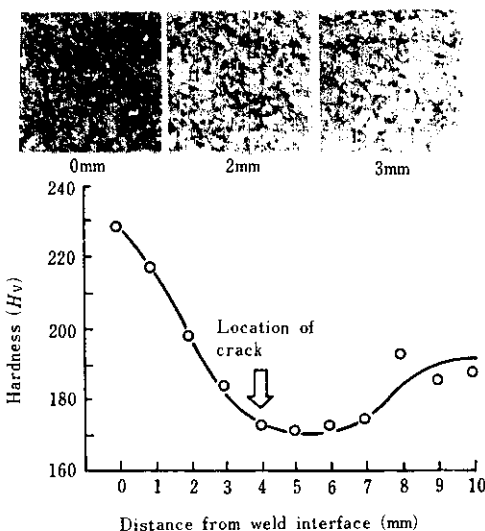


Photo. 3 Microstructures (DP etching) and hardness traverse across welds in dual phase steel (0.063%C-0.52%Si-1.79%Mn, TS : 53 kgf/mm²)

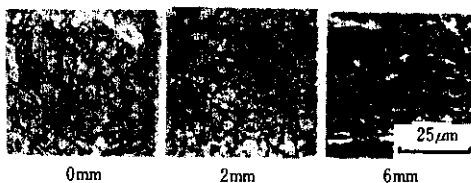
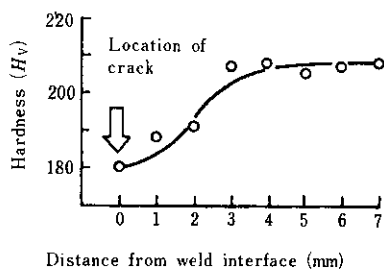


Photo. 4 Microstructures (DP etching) and hardness traverse across welds in precipitation hardened steel (I) (0.084%C-0.05%Si-1.07%Mn-0.052%Ti, TS : 64 kgf/mm²)

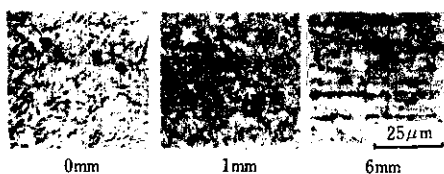
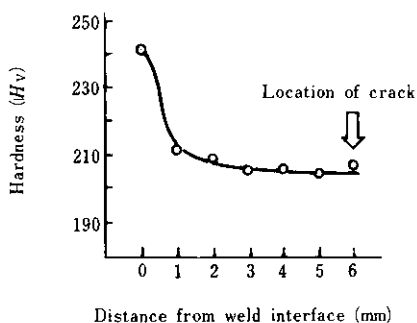


Photo. 5 Microstructures (DP etching) and hardness traverse across welds in precipitation hardened steel (II) (0.097%C-0.35%Si-1.44%Mn-0.044%Nb, TS : 61 kgf/mm²)

どの位置にもマルテンサイトが認められない。サイドベンド試験における破断位置は最軟下部の溶接中心部である。

(5) 析出強化鋼II (Photo. 5)

溶接中心部はマルテンサイトを若干含むベイナイト組織を呈し、溶接界面から1~2mmの位置はフェライト+マルテンサイト組織であり、ついでフェライト+パーライトの組織(母材)となる。

溶接部は硬化する。この鋼の挙動は固溶強化鋼とよく似ている。

このように組織の変化が溶接部の硬化や軟化をもたらす。サイドベンド試験では軟化部で、軟化部のない鋼では母材で破断する。したがってこの結果とFig. 7から得られた結果から、リム用鋼板としては溶接部破断しない鋼が適していることがわかる。

3.4 溶接継手の曲げ加工性

Fig. 5に示したように、溶接曲げ試験で発生する点状または線状の欠陥としてペネトレータ割れとフッククラックがある。

ペネトレータ割れの外観はたとえばPhoto. 6に示すように板厚を貫通しているものもあるが、軽度の割れは溶接線上に点状の窪みとして認められ、その断面の1例はPhoto. 7に示すとおりである。ペネトレータ割れが発生すると予想される継手の溶接界面にはたとえばPhoto. 8に示すようなペネトレータが存在するが、Photo. 7に示したような軽度の割れの原因となるペネトレータは、存在が局所的であることも手伝って断面観察されにくい。ペネトレータ割れ破面と健全な溶接材の引張破面はSEMで観察するとPhoto. 9に示すような差異があり、前者にはクラスター状の物質が、後者には延性破壊したことを示すディンプルが認められる。ペネトレータ部をEPMAで分析すると、Fe, Mn, Si, Al, Ca, REM, TiなどとOが検出され、ペネトレータがこれらの元素の酸化物であることおよびそれが溶接時に生成したものであることがわかる。したがってペネトレータ割れの防止には酸化物を作りやすい元素

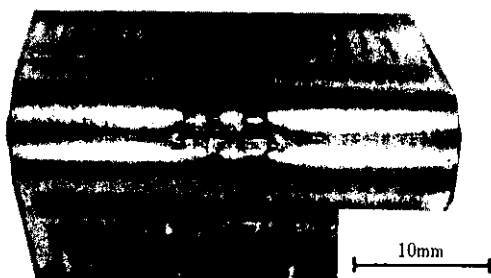


Photo. 6 Appearance of penetrator crack

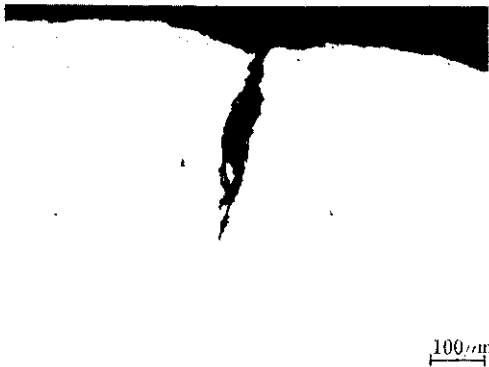


Photo. 7 Cross section of penetrator crack



Photo. 8 Micrograph of penetrator (nital etching)

を少なくすることが望ましいことになるが、MnやAlなど単独の元素の添加量とペネトレーター割れ発生率の間には明確な関係が認められない。ここでペネトレーター割れ発生率とは、割れ長さの総和を溶接線の長さで除した値である。そこで電縫管の製造において知られているMn/Si比¹⁰⁾に対して割れ発生率をプロットするとFig. 10のようになり、TS 50kgf/mm²以上、Mn 0.9wt%以上の高張力鋼板におけるペネトレーター割れ発生率はこの

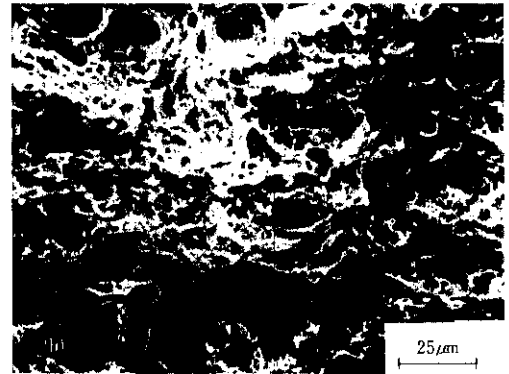
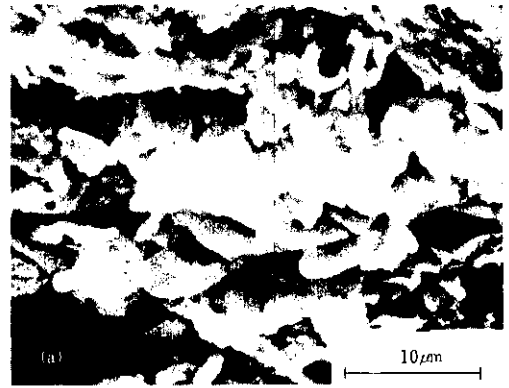


Photo. 9 Scanning electron micrographs of fractured surface at weld interface : (a) penetrator crack, (b) sound weld interface

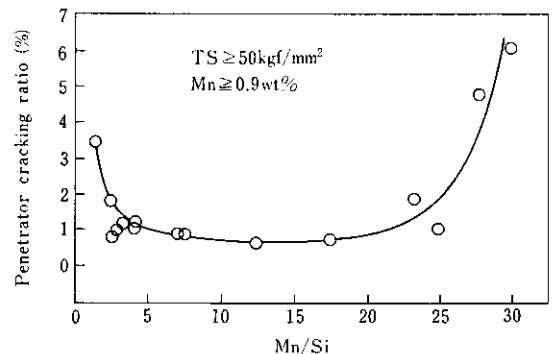


Fig. 10 Relation between penetrator cracking ratio and Mn/Si

比が4~23のときに低くなることがわかる。

フッククラックの外観写真の1例をPhoto. 10に示す。フッククラックは溶接線に沿って線状に発生することが多く、ペネトレーター割れが板面

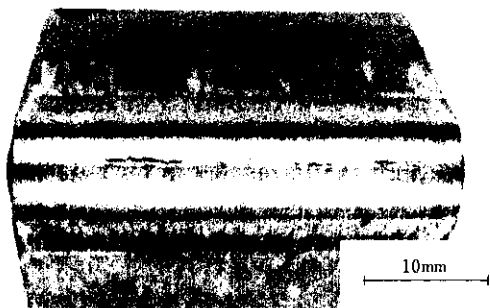


Photo. 10 Appearance of hook crack

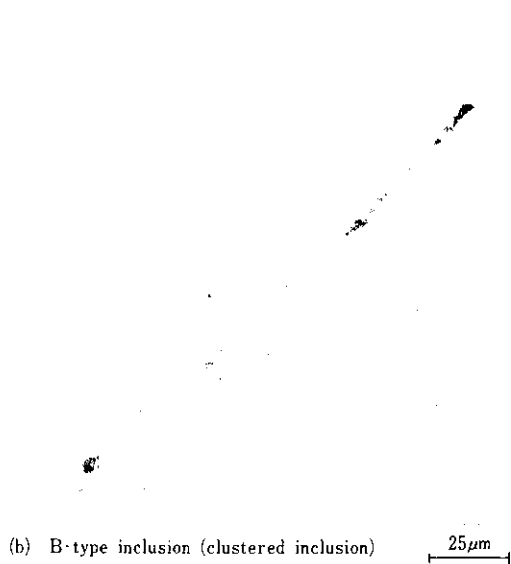


Photo. 11 Metal flow at weld (picric acid etching)

に垂直方向に発生するのに対して、フッククラックは板面に対して斜め方向に発生する。この径路は **Photo. 11** に示すようなメタルフローに沿っていることが確かめられており、メタルフローの立上り角度が大きすぎると、曲げ応力が元の板厚方向に働くためフッククラックが発生しやすい。フッククラックが発生した継手の母材と溶接部にはメタルフローに沿って **Photo. 12** に示すようなA系とB系の介在物が認められ、EPMA分析によるとそれらの主成分がそれぞれMnSとSiO₂であることから、フッククラック発生の原因がこれらの介在物にあることがわかる。Alキルド鋼では十分脱酸されるため、B系介在物によるフッククラックの発生は認められなかった。そこでAlキルド鋼についてS含有量とフッククラック発生率の関係(溶接条件は **Table 2** で示したとおり)を求めると **Fig. 11** のようになり、S含有量が0.005wt%以下で発生率が大きく減少することがわかる。ここでフッククラック発生率とは、フッククラック発生試片数を全試片数で除した値であり、溶接曲げ試験は加工度が実際のリム成形時の加工度より大きいことと評価方法が厳しいため、この値が50%程度であっても実際のリム成形でフッククラックが発生することはない。したがってフッククラックの発生防止にはS含有量を0.005wt%以下にすることで十分である。



(a) A-type inclusion (elongated inclusion)



(b) B-type inclusion (clustered inclusion)

Photo. 12 Inclusions causing hook crack

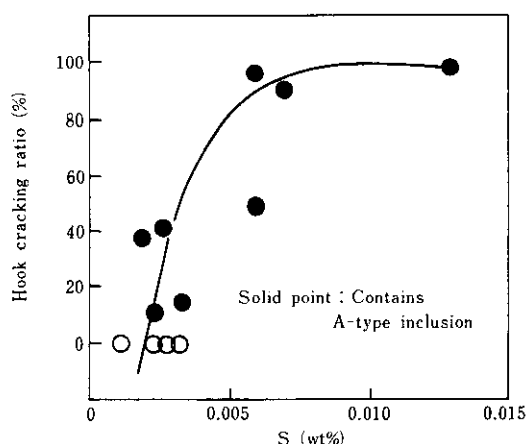


Fig. 11 Effect of S content on hook cracking ratio

4. 考 察

以上に述べてきたことを総合すると、Dual phase 鋼と析出強化鋼 I は軟化部ができるため、また固溶強化鋼は成分コストが高いためリム用材料として適さず、溶接部が軟化しない析出強化鋼 II のみ

が適している。

次に同じ析出強化鋼でありながら、溶接部で軟化したり、あるいは逆に硬化する理由について検討する。

4・1 溶接中心部の硬度と化学組成の関係

著者らは溶接中心部の硬度が入熱の大小によりほとんど変化しないことを実験で確かめているが、この意味するところは、溶接中心部は一度溶融点以上に加熱され、凝固時からほぼ同じ冷却速度で冷却されるため、化学組成が同じならば入熱の大小に関係なく、ほぼ同じ結晶組織が得られると解せられる。また、冷却速度は、溶接部を故意に加熱したり冷却したりする処理を施さないかぎり、主に鋼板の熱伝導によって律速され、その鋼板固有の値である。したがって化学組成と溶接中心部の硬度との関係を多くの鋼について求めれば、析出強化鋼の溶接中心部の軟化あるいは硬化を説明できると考えられる。

そこで Table 3 に示す軟鋼、固溶強化鋼および

Table 3 Chemical composition and hardness at weld interface of steels used for multiple regression calculation

Steel	Chemical compositions (wt%)									Hv
	C	Si	Mn	Cr	Nb	V	Ti	Mo	B	
1	0.06	0.02	0.26	0.03	—	—	—	—	—	110
2	0.08	0.02	0.30	0.03	—	—	—	—	—	140
3	0.07	1.01	1.75	0.03	—	—	—	—	—	255
4	0.09	0.50	1.50	0.03	—	—	—	—	—	225
5	0.07	0.52	1.78	0.03	—	—	—	—	—	210
6	0.07	0.53	1.55	0.03	—	—	—	—	—	204
7	0.10	0.04	1.51	0.50	—	—	—	—	—	219
8	0.10	0.22	1.99	1.02	—	—	—	—	—	295
9	0.10	0.98	1.98	0.03	0.09	—	—	—	—	274
10	0.10	0.20	1.50	0.03	0.04	—	—	—	—	214
11	0.10	0.99	1.52	0.03	—	—	0.11	—	—	258
12	0.04	0.04	1.07	0.03	—	—	0.05	—	—	192
13	0.05	0.04	1.26	0.03	—	—	0.06	—	—	190
14	0.05	0.55	1.25	0.03	—	—	0.06	—	—	215
15	0.10	0.21	1.00	0.03	—	0.04	—	—	—	183
16	0.10	0.03	0.48	0.03	—	0.10	—	—	—	169
17	0.09	0.05	1.10	0.03	0.01	—	0.05	—	—	210
18	0.07	0.04	1.15	0.03	0.01	—	0.05	—	—	210
19	0.08	0.05	1.07	0.03	0.01	—	0.05	—	—	180
20	0.10	0.35	1.44	0.03	0.04	0.05	—	—	—	241
21	0.10	0.97	1.00	0.03	—	—	—	0.19	—	215
22	0.10	0.04	1.49	0.03	—	—	—	—	0.004	219
23	0.07	0.50	1.50	0.03	—	—	—	—	0.005	200

析出強化鋼23種について Table 2 に示した条件で溶接した。それらの溶接中心部の硬度 H_V を測定し、 H_V に及ぼす各元素の影響を重回帰計算により求めた。

まず、各鋼種と各元素をすべて包含した形で次の重回帰モデル式を作成した。

$$H_V = \text{Constant} + a \cdot C + b \cdot \text{Si} + c \cdot \text{Mn} + d \cdot \text{Cr} + e \cdot \text{Nb} + f \cdot \text{V} + g \cdot \text{Ti} + h \cdot \text{Mo} + i \cdot \text{B} + j \cdot C \cdot \text{Nb} + k \cdot C \cdot \text{V} + l \cdot C \cdot \text{Ti} + m \cdot C \cdot \text{Mo} + n \cdot C \cdot \text{B} \quad (4)$$

C, Nb, Ti などの3次の項は G. T. Eldis *et al.* の焼入れ硬化性実験の結果¹¹⁾から判断し、その寄与が小さいとしてモデル式に入れなかった。また、N も H_V に寄与するが通常50~70ppmと一定であるのでモデル式に入れなかった。

計算の結果、フラッシュバット溶接(FBW)部の H_V は炭素当量式 C_{eq} [FBW] により次のように表され、 C_{eq} [FBW] と実測硬度の関係は Fig. 12 に示すように比較的よい相関(重相関係数: 0.96)が得られた。

$$H_V = 78 + 331 C_{eq} \text{ [FBW]} \quad (\sigma = 18) \quad (5)$$

$$C_{eq} \text{ [FBW]} = C + \text{Si}/15 + \text{Mn}/5 + \text{Cr}/9 + 7\text{Nb}(1-10C) + \text{V}(50C-1)/3 + 1.3\text{Ti}(1-5C) + \text{Mo}(1-6C)/2 + 29\text{B}(11C-1) \quad (6)$$

4.2 C当量とサイドベンド伸びの関係

この C_{eq} [FBW] を用いて軟鋼, TS が約50kgf/mm² の固溶強化鋼(SS) および TS が約60kgf/mm² の析出強化鋼(PH)における溶接継手のSEIを整理すると Fig. 13 のようになる。

直線Aと直線Bは溶接中心部のSEIを想定したもので、これらは次のようにして求められる。すなわち、母材におけるTSとSEIの関係はS含有量の違いにより(1)または(2)式で表されるが、これらと(5)式および

$$TS = 3 \times H_V \quad (7)$$

の関係から溶接中心部のSEIは

直線A: $S \leq 30\text{ppm}$ の場合(高張力鋼板)

$$SEI = 107 - 220 C_{eq} \text{ [FBW]} \quad (8)$$

直線B: $S > 30\text{ppm}$ の場合(軟鋼板)

$$SEI = 77 - 154 C_{eq} \text{ [FBW]} \quad (9)$$

と表せる。

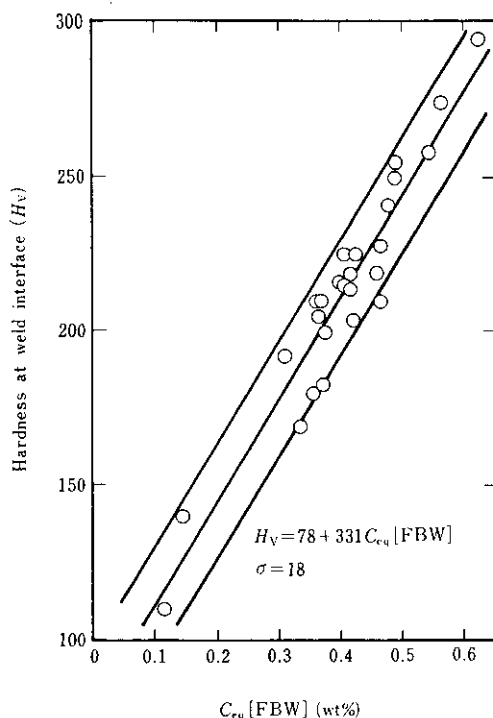


Fig. 12 Relation between hardness at weld interface and carbon equivalent, C_{eq} [FBW]

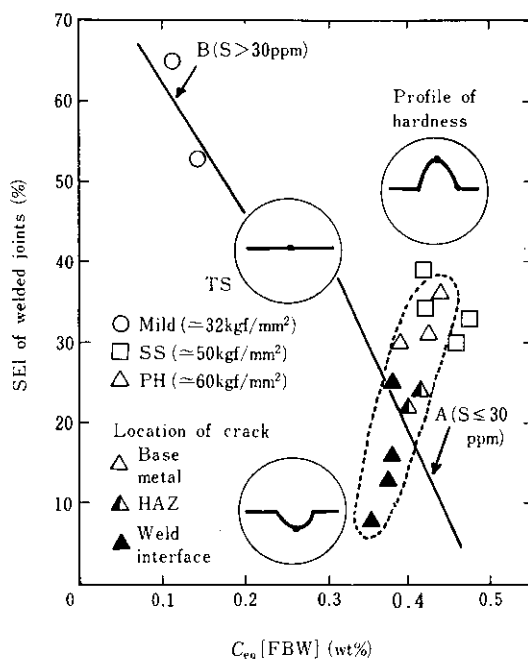


Fig. 13 Relation between side-bend elongation of welded joints and carbon equivalent, C_{eq} [FBW]

S含有量が30ppmより多い軟鋼は直線Bの近傍にあってSEIが高く、これは軟鋼では硬度分布がフラットであることから妥当な結果である。S含有量が30ppmより低い固溶強化鋼は直線AよりSEIの高い側にある。これは固溶強化鋼では溶接部が硬化しているため、溶接部があまり変形せずに母材の変形が起きているため、このことは溶接継手にあらかじめ電解腐食により付けられたグリッドの間隔を測定して確かめた。すなわちMnなどの固溶強化元素の多い固溶強化鋼では $C_{eq}[\text{FBW}]$ が高く、母材のSEIが継手のSEIを律速することになる。析出強化鋼のS含有量はすべて30ppm以下であるが、これらの測定点は直線Aの両側に分布している。このうち $C_{eq}[\text{FBW}]$ の高いものは直線AよりSEIの高い側にあり、 $C_{eq}[\text{FBW}]$ の低いものは直線AよりSEIの低い側にある。その境界は約0.40wt%である。したがって前述した析出強化鋼IとIIの差はその $C_{eq}[\text{EBW}]$ がそれぞれ0.344と0.421と大きく異なっていることに起因することがわかる。

このように溶接継手のSEIと $C_{eq}[\text{FBW}]$ との関係において、破断形態は直線Aまたは直線Bによって区分され、本実験の総合的な精度が良好であったことがわかる。また、Fig. 13にはTSが約60kgf/mm²の鋼のみ示したが、TSが約50kgf/mm²の鋼は直線Aに沿って $C_{eq}[\text{FBW}]$ の低い側に、TSが約70kgf/mm²の鋼は逆に $C_{eq}[\text{FBW}]$ の高い側にプロットされる。したがってTS約50kgf/mm²の析出強化鋼を製造する場合は $C_{eq}[\text{FBW}]$ は0.40wt%より低くてもよいが、TS約70kgf/mm²の析出強化鋼を製造する場合には0.40wt%より高い $C_{eq}[\text{FBW}]$ が要求される。しかしFig. 6に示したように母材のSEIはTSが65~70kgf/mm²以上になると25%以下になるので、リム用材料としての析出強化鋼のTSの上限は65~70kgf/mm²となるであろう。

4.3 $C_{eq}[\text{FBW}]$ の冶金学的意味

ここでひるがえって重回帰計算によって求めた $C_{eq}[\text{FBW}]$ の冶金学的意味を考えると、 $C_{eq}[\text{FBW}]$ の各元素の係数はマルテンサイト変態やベイナイト変態に及ぼす影響の度合を示しているといえる。析出強化鋼では母材を固溶強化元素以外に析出物によって強化しているため、溶接中に析出物が解

離し、溶接後に十分な析出が起これない場合は溶接部が軟化する。これを防止するにはマルテンサイト変態やベイナイト変態による組織強化分を析出強化の減少分よりも大きくする必要があり、そのためには $C_{eq}[\text{FBW}]$ を高くしなければならない。固溶強化鋼にはこのような軟化要因がないので軟化は起きない。以上に述べてきたことを別の言葉でいえば「ある $C_{eq}[\text{FBW}]$ できまる溶接中心部の硬度すなわち強度より母材の強度を高くして製造された鋼はリム用材料に適さない」ということになる。

4.4 軟鋼と固溶強化鋼における硬度と化学組成の関係

つぎに軟鋼と固溶強化鋼のみについて重回帰計算した結果次式が得られた (Fig. 14 参照)。

$$H_V = 52 + 851 C_{eq}[\text{S}] \quad (\sigma = 11) \quad \cdots \cdots (10)$$

$$C_{eq}[\text{S}] = C + \text{Si}/11 + \text{Mn}/22 + \text{Cr}/14 \quad \cdots \cdots (11)$$

このときの重相関係数は0.98であり、 $C_{eq}[\text{S}]$ と溶接中心部の硬度とはよい相関がある。

筆者らは以前に種々の鋼種を対象にしてC, SiおよびMnだけの影響を調べ、

$$H_V = 60 + 1040 C_{eq} \quad (\sigma = 36) \quad \cdots \cdots (12)$$

$$C_{eq} = C + \text{Si}/19 + \text{Mn}/26 \quad \cdots \cdots (13)$$

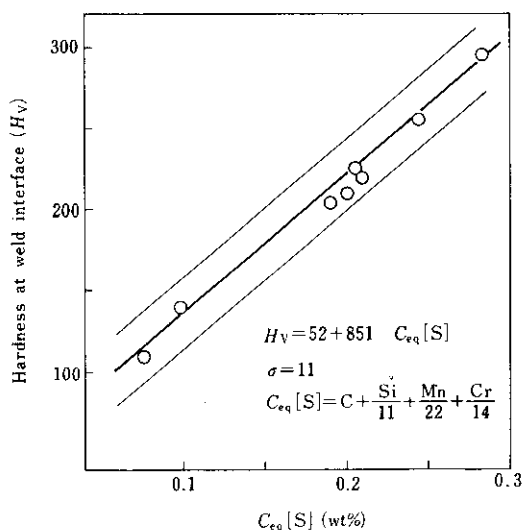


Fig. 14 Relation between hardness at weld interface and carbon equivalent $C_{eq}[\text{S}]$ in solid solution hardened steel and mild steel

なる式を報告した¹²⁾が、この C_{eq} 式は $C_{eq}[\text{FBW}]$ 式よりも $C_{eq}[\text{S}]$ のほうに近い。また、 $C_{eq}[\text{FBW}]$ 式はWESのHAZ硬度に関する式とよく似ており、 $C_{eq}[\text{S}]$ 式と C_{eq} 式はスポット溶接のナゲット硬度に関する炭素当量式¹³⁻¹⁵⁾に似ている。

4.5 ペネトレーター割れ発生率とMn/Siの関係

Fig. 10に示したように、ペネトレーター割れ発生率がMn/Si比によって変化する理由は次のように考えられる。ペネトレーターを構成する元素は前述したようにFe, Mn, Si, Alその他であるが、本実験で用いたMn量が0.9wt%以上の高張力鋼板では、 $\text{MnO}-\text{SiO}_2$ の酸化物が主である。横山¹⁰⁾によるとこのような二元系状態図においてMnOと SiO_2 の融点はそれぞれ1850°Cと1723°Cであるが、Mn/Si比が7~9のときに融点が最低の約1250°Cになる。フラッシュバット溶接時の熔融層の温度は電縫管製造時のそれ(1550°C¹⁰⁾)よりも高いと推察される⁷⁾ので、Mn/Si比が7~9より広い範囲で酸化物は溶融状態になっており、アップセット時に熔融金属とともに排出されると考えられる。Mn/Si比が4~23という広い範囲でペネトレーター割れ発生率が低くなるもう一つの理由は、電縫管の製造においては生成した酸化物が堆積しやすいのに対して、リムの製造においては生成する酸化物がフラッシュによりつぎつぎと除去されるこ

とが挙げられる。

5. リム用熱延高張力鋼板の特性

以上の実験結果と考察に基づいて製造したリム用熱延高張力鋼板の化学組成の例をTable 4に示す。ここではTS 55kgf/mm²級および60kgf/mm²級ともにNb添加アルミキルド鋼の場合を示しており、S含有量を0.001wt%と低くし、Mn/Siを9程度、 $C_{eq}[\text{FBW}]$ をそれぞれ0.388wt%と0.403wt%に調整している。

これらの鋼板およびこれらをTable 2に示した条件で溶接した継手の機械的性質(JIS 5号試験片)およびサイドベンド伸びをTable 5に示す。機械的性質は溶接によってEIがやや低下するもののあまり劣化せず、継手のサイドベンド伸びも30%を確保している。また、溶接曲げ試験においてもペネトレーター割れやフッククラックは発生しておらず、これらの鋼板がリム用材料に適していることが証明された。このような考え方に基づいて製造された鋼板は実際のリム成形ラインにおいても良好な結果がえられることが実証されている。

6. 結 言

各種熱延高張力鋼板およびそのフラッシュバッ

Table 4 Chemical compositions in hot rolled high-strength steel sheets produced for wheel rim use

Grade	Chemical compositions (wt%)							$C_{eq}[\text{FBW}]$ (wt%)	Mn/Si
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb		
55kgf/mm ²	0.10	0.15	1.39	0.017	0.001	0.045	0.035	0.388	9
60kgf/mm ²	0.13	0.16	1.38	0.015	0.001	0.043	0.046	0.403	9

Table 5 Mechanical properties of sheets and welded joints in hot rolled high-strength steel sheets produced for wheel rim use

Grade	Thickness (mm)	Specimen	Tensile properties*			SEI (%)
			YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EI (%)	
55kgf/mm ²	2.6	Sheet	48	57	29	44
		Welded joint	47	58	24	31
60kgf/mm ²	2.6	Sheet	56	64	26	40
		Welded joint	55	63	22	30

* JIS No. 5 Specimen

ト溶接継手の冷間加工性を化学成分と組織との関連において調べ、リム用材料として具備すべき条件を明らかにした。

- (1) Dual phase 鋼は溶接熱影響によりマルテンサイトが焼き戻されて軟化し、そこでネッキングや破断をひき起こすのでリム用材料に適さない。
- (2) 固溶強化鋼はこのような軟化は起こらないが、55kgf/mm²以上の引張強さをえるには成分コストが高くなりすぎ、工業的に不利である。
- (3) リム用材料には炭素当量 C_{eq} [FBW] を TS に応じて高くした析出強化鋼が適している。

- (4) 引張強さ 60kgf/mm² 級の析出強化鋼では C_{eq} [FBW] は 0.40wt% 以上にすべきであり、そうすることによって溶接部はマルテンサイトやベイナイトが生成して硬化し、軟化部が発生しないので継手のサイドベンド伸びは 30% 以上に保たれる。
- (5) このような析出強化鋼において Mn/Si 比を 4 ~ 23 の範囲に調整すると、ベネトレーター割れが発生しにくく、S 含有量を低くするほどサイドベンド伸びが高く、かつフッククラックが発生しにくくなる。

参 考 文 献

- 1) C.L.Bambenek, S.Mocarski, J.W.Mitchell, M.K.Bidol and J.A.Lumm: SAE paper, (1982) 820019
- 2) S.Hashimoto, S.Kambe, M.Sudo and Y.Tsugami: SAE paper, (1982) 820283
- 3) D.W.Dickinson: Welding Design & Fabrication, 52(1979) 5, 64-65
- 4) M.S.Rashid: Proceedings of Seminar "Dual Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in the Automobile Industry", VANITEC, Berlin, October (1978), 32-42
- 5) M.S.Rashid and A.E.Rathke: SAE paper, (1981) 810026
- 6) M.S.Rashid and A.E.Rathke: SAE paper, (1982) 820282
- 7) 安藤公平, 仲田周次, 福井一郎: 溶接学会誌, 40 (1971) 2, 137-151
- 8) 中島泰臣, 滝田忠司: 特公昭50-39583
- 9) F.S.Lepera: J.Metals, 32 (1980) 3, 38-39
- 10) 横山栄一: 川崎製鉄技報, 10 (1978) 1, 23-33
- 11) G.T.Eldis and W.C.Hagel: Proceedings of Symposium "Hardenability Concepts with Applications to Steel", (1977), 397-420
- 12) 橋本 弘, 篠崎正利, 加藤俊之, 入江敏夫: 鉄と鋼, 67 (1981) 12, S1192
- 13) J.W.Mitchell *et al.*: Micro Alloying 75, (1975), 599-605
- 14) 高橋靖雄, 戸来稔雄, 坂本 徹: 抵抗溶接研究委員会, RW-78-75 (1975)
- 15) 山内信幸, 高 隆夫: 抵抗溶接研究委員会, RW-166-79 (1979)