

論 文

高張力熱延鋼板のフラッシュバット溶接継手の
成形性に及ぼす化学組成の影響

篠崎正利*・橋本 弘*・加藤俊之*・入江敏夫*

Effect of Chemical Composition on the Formability of Flash Butt
Welded Joints in Hot-rolled High-strength Steel Sheets

Masatoshi SHINOZAKI, Hiroshi HASHIMOTO, Toshiyuki KATO, and Toshio IRIE

Synopsis:

A study has been made of the formability of flash-butt welded joints in three types of hot-rolled high-strength sheet steels, solid solution hardened steel, precipitation hardened steel and dual phase steel, to clarify the factors which are required to high strength steels for wheel rim use.

Formability in stretch-flanging depends strongly on the hardness and microstructure at the weld. It is impaired by localized fracture due to the softening at heat affected zone or weld interface in dual phase steels and precipitation hardened steels having low alloy content. To avoid the softening in precipitation hardened steel, the carbon equivalent should be raised in proportion to the tensile strength in newly proposed equation; $Ceq[FBW]$.

Formability in bending is deteriorated by two types of defects, penetrator crack and hook crack. The former is caused by oxides generated at weld interface during welding. It is suppressed by controlling Si and Mn content to maintain Mn/Si in an adequate range, 4~23. The hook crack can be suppressed by lowering the amount of sulfide inclusions.

1. 緒 言

わが国における自動車の軽量化対象部品として、冷延鋼板主体のホワイトボディから、最近では熱延鋼板を用いたホイールや足回り部品が注目されてきている。熱延部品は一般に板厚が厚いので剛性に余裕があり、ゲージダウン効果も大きい。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、リムの製造工程はフープ状鋼板のフラッシュバット溶接と、その後のロールフォーミングから成る。ロールフォーミングではフープ状鋼板はフレア加工と曲げ加工を受ける。フレア加工は伸びフランジ加工の一種であり、伸びフランジ性の悪い溶接継手は、フレア加工において破断やネッキングを起こす。曲げ加工性の悪い溶接継手は、曲げ加工においてピンホールや毛割れが生じ、リム成形は可能であるものの、チューブレスタイヤでエア漏れを起こす。高張力鋼板の溶接継手の冷間加工性は軟鋼のそれより劣っており、上述した欠陥の発生し難い高張力鋼板の開発が強く望まれている。これまで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については部分的に解明の努力はされている^{1)~4)}ものの、系統的に調べた報告はない。

本報はホイールリム用高張力熱延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を報告する。

2. 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種の高張力熱延鋼板であり、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 2.6~2.9 mm、引張強さ (TS) は 34~65 kgf/mm² である。

実験に用いた溶接機は、日本溶接機(株)製の空気圧式フラッシュバット溶接機であり、試料の移動はカムによりなされる。実験に用いた溶接条件を Table 2 に示す。伸びフランジ性は Fig. 1 に示すサイドベンド試験⁵⁾を用い、その伸び率で評価した。試験片はせん断されたままで、ポンチにより板面内で曲げられる。サイドベンド伸び率 El は、ゲージ長さ L_0 (50 mm) と割れ発生時の

昭和 56 年 11 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)

試片の伸び L により、 $EI = (L - L_0) / L_0 \times 100 (\%)$ で表される。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、溶接線をゲージ長さの中心にする。また、

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

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

Table 2. Conditions of flash-butt welding.

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

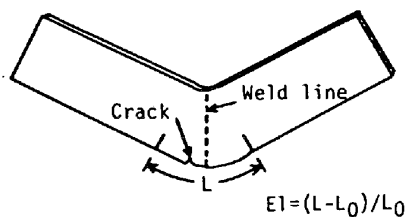
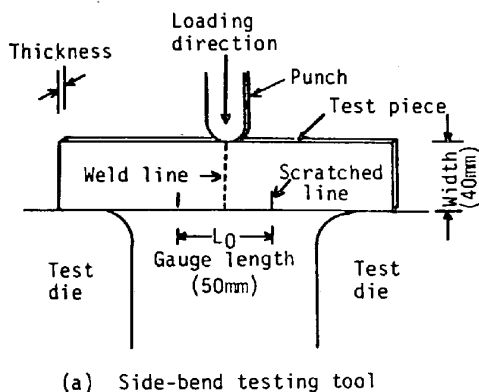


Fig. 1. Method of side-bend testing.

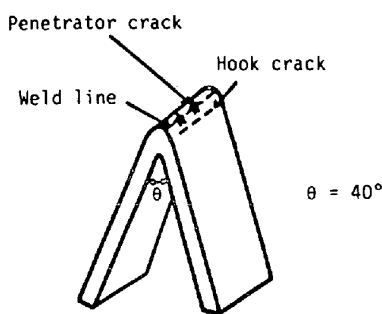


Fig. 2. Method of bending test and defects in welded joint.

Fig. 2 に示すような溶接曲げ試験を行い、その際の欠陥の有無あるいは発生率により曲げ加工性を評価した。この試験ではビードを切削した後、継手全体を両面研削し、40° の角度を有するダイの中へポンチで押し曲げた。曲げ試験で発生する欠陥にはペネレーター割れとフッククラックの2種類があり、これらの発生位置はそれぞれ溶接線上と溶接線に沿った部分である。

3. 実験結果

3.1 母材の伸びフランジ性

Fig. 3 に母材のサイドベンド伸びと TS の関係を示す。リム用素材はまず、母材の伸びフランジ性が良くなければならないが、母材のサイドベンド伸びは TS が高くなるにつれて低下する。しかしこの傾向は S 含有量にも依存し、S 含有量の低い素材は同じ TS でもサイドベンド伸びが大きい。S 含有量が 30 ppm 以下あるいは 31 ppm 以上の場合のサイドベンド伸び率 SEI と TS の間には、それぞれ次の回帰式がえられた。

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

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

3.2 溶接継手の伸びフランジ性

溶接継手の SEI と母材の SEI の関係を Fig. 4 に示す。溶接継手の SEI は母材の SEI より小さく、鋼種によりつぎのような差がある。

- 1) 固溶強化鋼の SEI は溶接により最大 20% 低下するが、なお高い値を有し、破断位置はすべて母材である。
- 2) Dual Phase 鋼は HAZ (熱影響部) で破断し、

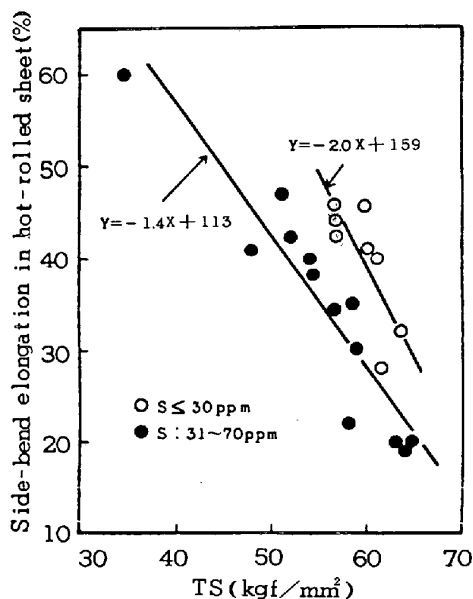


Fig. 3. Relation between tensile strength and side-bend elongation in hot-rolled sheets.

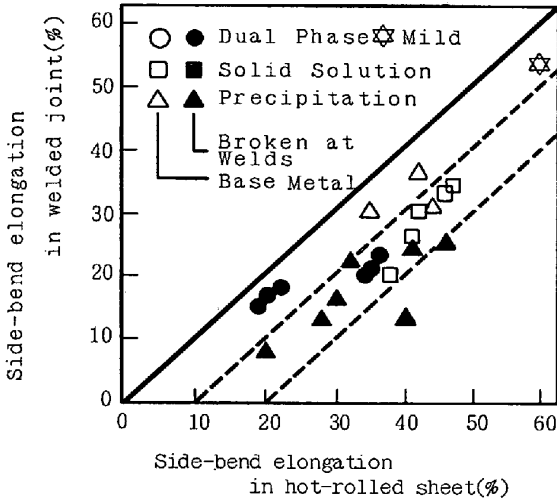


Fig. 4. Relation between side-bend elongation in hot-rolled sheets and in flash-butt welded joints.

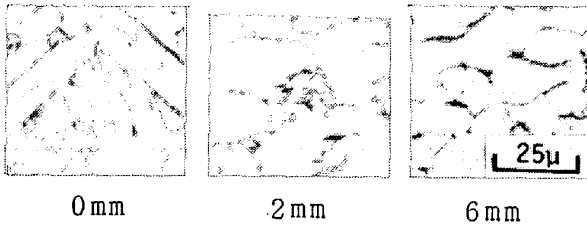
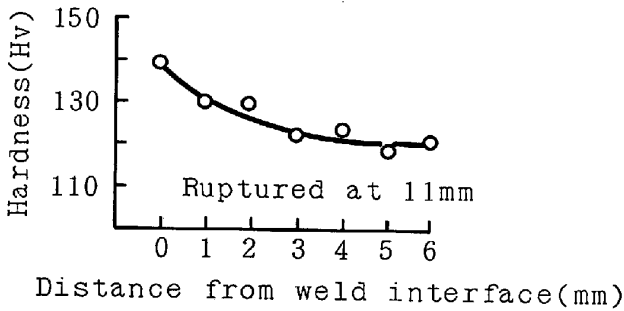


Photo. 1. Microstructures and hardness across welds in mild steel (0.08%C-0.003%Si-0.3%Mn, TS 34 kgf/mm²). Nital etching.

SEI は小さい。

3) 析出強化鋼は母材破断するものと溶接部(溶接中心部または HAZ) 破断するものがあり、溶接部破断する素材は SEI が小さい。

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率は 20~25% である。したがって溶接継手の SEI が 25% 以上である必要がある。

3.3 溶接部のマイクロ組織と硬度分布

溶接部のマイクロ組織変化と硬度分布を Photo. 1~5 に示す。腐食液として軟鋼にはニタル、高張力鋼板にはマルテンサイトの存在を確認する目的で DP 液 (2% ピロ硫酸ナトリウム+4%ピクラル)⁶⁾ を用いた。DP 液腐

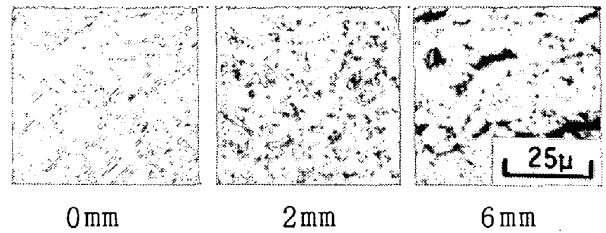
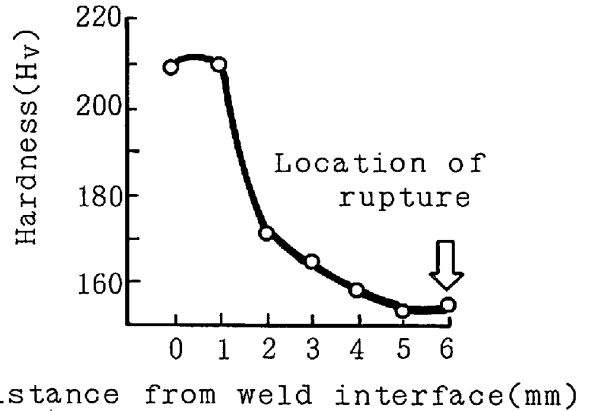


Photo. 2. Microstructures and hardness traverse across welds in solid solution hardened steel (0.066%C-0.52%Si-1.78%Mn, TS 52 kgf/mm²). DP etching.

食で白くみえる部分はマルテンサイトであり、その検出には有効であるが、フェライト組織は不鮮明になる。

1) 軟鋼 Photo. 1 に示すように溶接部の組織は母材の組織(フェライト+パーライト)と大差ない。硬度分布は溶接中心部がやや硬化しているが、ほぼフラットであり、サイドベンド試験における破断位置は母材である。

2) 固溶強化鋼 Photo. 2 に示すように、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、溶接中心部から 2~3 mm の位置ではフェライトとマルテンサイトのほかに若干のセメンタイトも見られ、ついでフェライト+パーライトの母材組織となる。サイドベンド試験における破断位置は母材である。

3) Dual Phase 鋼 Photo. 3 に示すように、溶接中心部はベイナイト+マルテンサイト組織であり、溶接中心部から 2~3 mm の位置ではフェライト+マルテンサイト組織であつて、これらの部分の硬度は母材より高い。破断位置は溶接中心部から 4~5 mm の位置で、ここではマルテンサイトが焼き戻され(白い相が減少または消失)、硬度が母材より低下している。溶接中心部から 8~10 mm の位置は母材組織(フェライト+マルテンサイト)である。

4) 析出強化鋼(I) Photo. 4 に示すように、破断位置は溶接中心部で、ここではフェライトバンドが認められ、硬度が最も低い。溶接中心部から 1 mm の位置は

フェライト+ペイナイト組織, 2mm の位置は焼きならされたフェライト細粒組織であり, これらの部分の硬度は母材よりやや低い, 溶接中心部から 3mm 以上離れ

た位置は母材組織(フェライト+パーライト)であり, この鋼ではマルテンサイトがどの位置にも見られない。

5) 析出強化鋼(II) Photo. 5 に示すように, 溶接中心部はマルテンサイトを若干含むペイナイト組織を呈し, 溶接中心部から 1~2mm の位置はフェライト+マルテンサイト組織であり, これらの部分の硬度は母材より高い。溶接中心部から 3mm 以上離れた位置は母材組織(フェライト+パーライト)であり, 破断位置は母材である。

このようにサイドベンド試験における破断位置は硬度の低下部と一致し, また硬度分布は組織の変化とよく対応する。

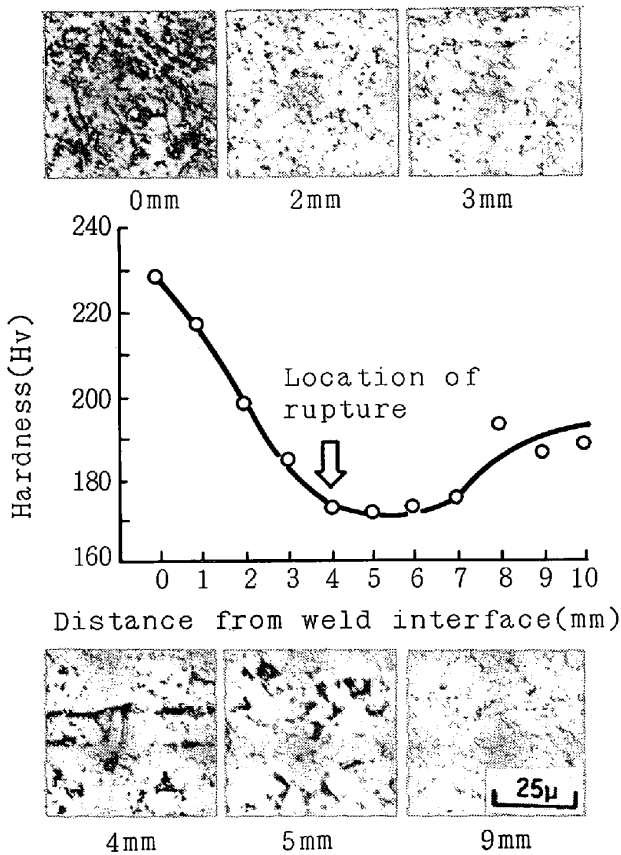


Photo. 3. Microstructures and hardness traverse across welds in dual phase steel (0.063%C-0.52%Si-1.79%Mn, TS 53 kgf/mm²). DP etching.

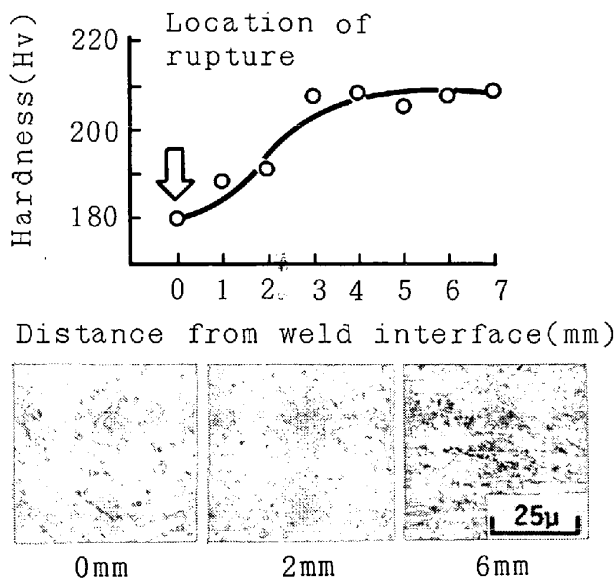


Photo. 4. Microstructures and hardness traverse across welds in precipitation hardened steel(I) (0.084%C-0.05%Si-1.07%Mn-0.052%Ti, TS 64 kgf/mm²). DP etching.

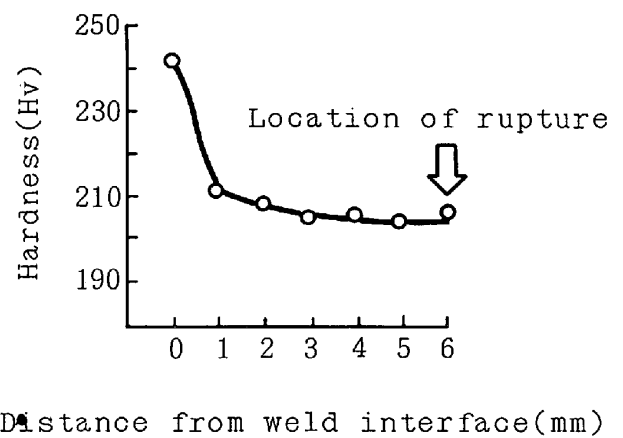


Photo. 5. Microstructures and hardness traverse across welds in precipitation hardened steel(II) (0.097%C-0.35%Si-1.44%Mn-0.044%Nb, TS 61 kgf/mm²). DP etching.

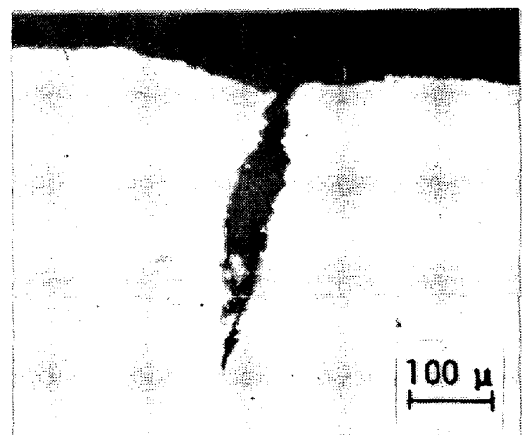
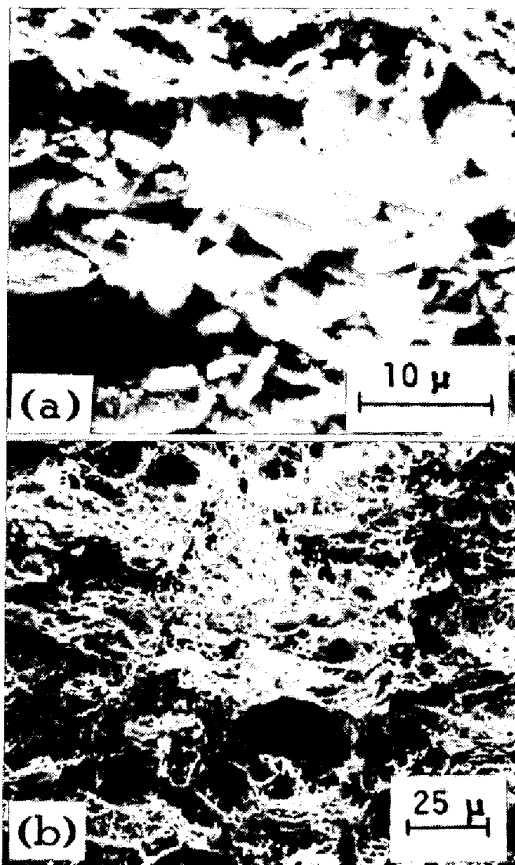


Photo. 6. Cross section of penetrator crack.

3.4 溶接継手の曲げ加工性

溶接曲げ試験で発生する欠陥のうち、ペネトレーター割れは Photo. 6 のような断面形状を呈し、その破面と健全な溶接継手の引張破面とは Photo. 7 に示すような差がある。健全な溶接継手にはディンプルが見られるのに対し、ペネトレーター割れ破面にはクラスター状の物質が見られ、これを EPMA で分析した結果、Fe, Si, Mn, Al, Ca, あるいは Ti と O が検出された。したがってペネトレーターの主体は溶接時に生成した酸化物で



(a) penetrator crack, (b) sound weld interface.

Photo. 7. Scanning electron micrographs of fractured surface at weld interface.

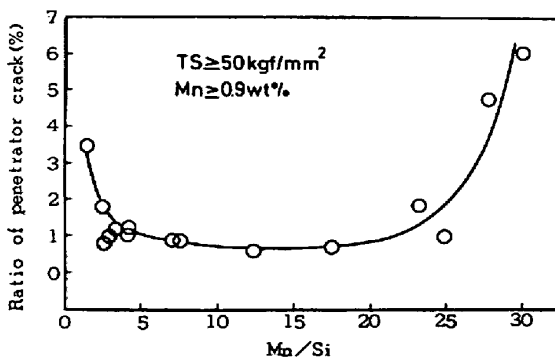


Fig. 5. Relation between ratio of penetrator cracking and Mn/Si.

あり、その発生防止には酸化物を作りやすい元素の少ないことが望ましい。TS \geq 50 kgf/mm², Mn \geq 0.9 wt% の高張力鋼板におけるペネトレーター割れ発生率は Fig. 5 に示すように Mn/Si 比により整理され、この比が 4~23 のときにペネトレーター割れが低いことがわかるが、この発生率と Mn や Si など他の元素単独の添加量との間には明確な関係は認められなかつた。なおこの発生率は割れ長さの総和を溶接線の長さで除した値である。

フッククラックが発生した溶接継手にはメタルフローに沿った A 系および B 系の介在物が認められ、フッククラックの進行方向もメタルフローに沿っているところから、フッククラックは母材に存在する介在物が原因となつて発生することがわかる。A 系介在物は EPMA の分析によると MnS と SiO₂ が主成分であつた。S 含有量とフッククラック発生率の関係は Fig. 6 のようになり、S 含有量が 0.005 wt% 以上で発生率が高い。したがってフッククラック抑制のため、母材の伸びフランジ性改善のため (Fig. 3) には、S 含有量の低減が有効である。

4. 考 察

3.3 項で述べたように、サイドバンド試験における破断位置は軟化部と一致し、軟化部があるとリム成形時に破断かネッキングが生じるので、Dual Phase 鋼と析出強化鋼(I)はリム用材料には適さない。固溶強化鋼は軟化部を生じないが、TS 55 kgf/mm² 以上の強度を得るには Mn や Si を多量に添加しなければならず、製造コストの点から好ましくない。そのため TS 55 kgf/mm² 以上のリム用材料としては、溶接部が軟化しない析出強化鋼(II)が適している。

次に析出強化鋼(I)が溶接中心部で軟化し、析出強化鋼(II)が硬化した理由について検討する。

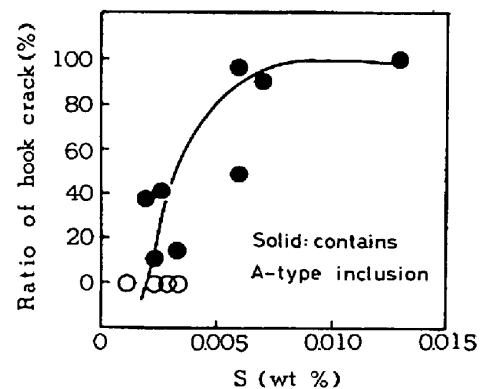


Fig. 6. Effect of S content on ratio of hook cracking.

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、主に鋼板の熱伝導度によつて律速されるので、その鋼板固有の値である。したがつ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、固溶強化鋼および析出強化鋼 23 種について溶接中心部の硬度を測定し、溶接中心部のビッカース硬度 Hv に及ぼす影響を重回帰計算により求めた。重回帰モデル式は

$$Hv = \text{constant} + a \cdot C + b \cdot Si + c \cdot Mn + d \cdot Cr + e \cdot Nb + f \cdot V + g \cdot Ti + h \cdot Mo + i \cdot B + j \cdot C \times Nb + k \cdot C \times V + l \cdot C \times Ti + m \cdot C \times Mo + n \cdot C \times B \dots (3)$$

とし、G. T. ELDIS et al. の焼入硬化性実験の結果⁷⁾ から判断して、 $C \times Nb \times Ti$ などの 3 次の項は寄与が小さいと考えられるのでモデル式から除外した。N も Hv に寄与するが、通常 50~70 ppm と一定であるのでモデル

Table 3. Chemical composition and hardness at weld interface of steels used for multiple regressive 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

式に入れていない。

計算の結果、Hv は炭素当量式 $C_{eq}[FBW]$ により次のように表される。なお、重相関係数は 0.96 である。

$$Hv = 78 + 331 C_{eq}[FBW] \quad (\sigma = 18) \dots (4)$$

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

$C_{eq}[FBW]$ と実測硬度の関係は Fig. 7 に示すとおりであり、比較的よい相関がえられている。この $C_{eq}[FBW]$ を用いて軟鋼、TS 約 50 kgf/mm² の固溶強化鋼 (SS) および TS 約 60 kgf/mm² の析出強化鋼 (PH) の溶接継手のサイドバンド伸び率 SEI を整理すると Fig. 8 のようになる。

同図の二つの直線 A と B は溶接中心部の SEI を想定したもので、それは次のようにして求められる。すなわち、母材の 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 (4) 式および $TS = 3 \times Hv$ の関係から溶接中心部の SEI は

直線 A : $S \leq 30$ ppm の場合

$$SEI = 107 - 220 C_{eq}[FBW] \dots (6)$$

直線 B : $S > 30$ ppm の場合

$$SEI = 77 - 154 C_{eq}[FBW] \dots (7)$$

と表せる。

この二つの直線と各鋼種の実測点の位置関係は鋼種による特徴が明瞭に出ている。

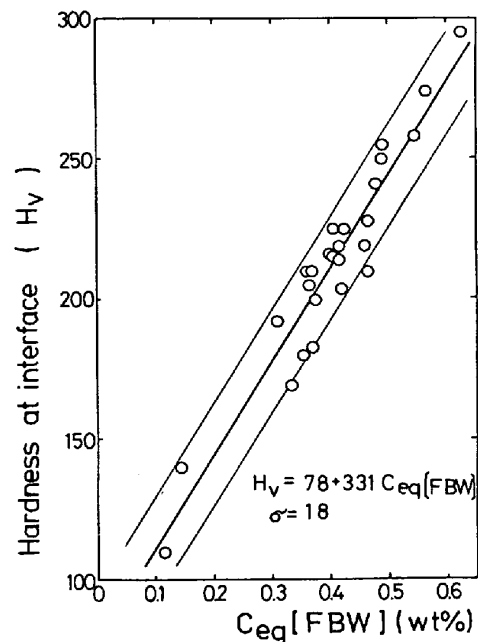


Fig. 7. Relation between hardness at weld interface and carbon equivalent $C_{eq}[FBW]$.

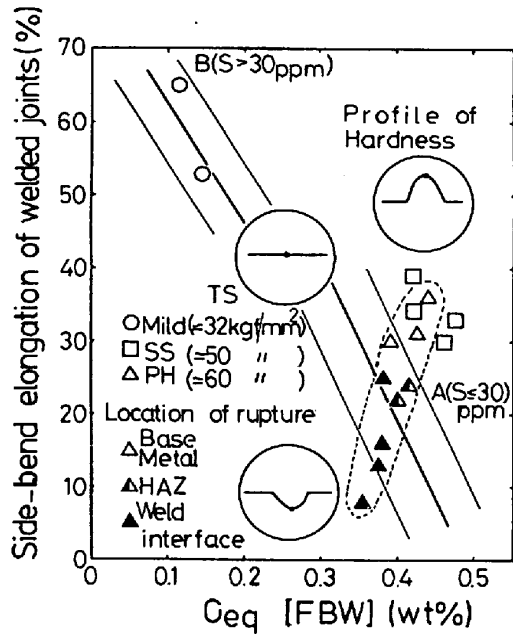


Fig. 8. Relation between side-bend elongation of welded joints and C_{eq} [FBW].

二つの軟鋼 (○) のS含有量はいずれも 30 ppm より多いが、これらの測定点は直線Bの近傍にある。これは軟鋼では母材の硬度と溶接中心部の硬度がほぼ同じであり、Fig. 4 に示したように、溶接継手のSEIが母材のSEIよりほとんど低下しないことから妥当な結果である。

TS 約 50 kgf/mm² の固溶強化鋼 (□) のS含有量はすべて 30 ppm 以下であり、これらの測定点は直線AよりSEIの高い側にある。これは固溶強化鋼では溶接中心部の硬度が母材の硬度より高く、溶接中心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} [FBW] が高く、母材のSEIが溶接継手のSEIを律速していることになる。

TS 約 60 kgf/mm² の析出強化鋼 (△, ▲および▲) のS含有量はすべて 30 ppm 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。母材破断した鋼 (△) はSEIが30%以上と高く、すべて直線AよりSEIが高い側にある。これは△で示される鋼は、固溶強化鋼 (□) と同様、 C_{eq} [FBW] が高く、母材のSEIが溶接継手のSEIを律速しているためである。これに対して溶接中心部で破断した鋼 (▲) はSEIが25%以下と低く、直線Aと同じかそれよりSEIが低い側にある。これは▲で示される鋼では溶接中心部の硬度が母材の硬度より低く、母材があまり変形せずに溶接中心部に變形

が集中しているため、このことは上述のグリッドの間隔を測定して確かめた。すなわち▲で示される鋼は C_{eq} [FBW] が低く、溶接中心部のSEIが溶接継手のSEIを律速しており、その変形範囲が溶接継手全体に対して非常に狭いため、直線Aより低いSEIしかえられないことになる。またSEIが20~25%にある二つの鋼 (▲) はHAZで破断しており、直線Aと母材破断した△の集団の間にあるが、これらの硬度分布は実際にはフラットでなく、Dual Phase鋼のそれ (Photo. 3) に似ている。しかし軟化域の幅は狭く、かつ溶接中心部から2mm程度しか離れていないので、いずれにしても中間的な C_{eq} [FBW] を有する析出強化鋼に現れる現象である。

このように溶接継手のSEIと C_{eq} [FBW] との関係において、破断形態は(6)式により区別され、本実験の総合的な精度が比較的良好であったことがわかる。Fig. 8から判断すると、TS 約 60 kgf/mm² の析出強化鋼においては C_{eq} [FBW] が 0.4 wt% 以上ないと 30% 以上のSEIが得られないことになるが、前述した析出強化鋼 (I) と (II) の C_{eq} [FBW] はそれぞれ 0.344 と 0.421 wt% であり、今までに行ってきた考察と実験事実とが一致している。また母材のTSは化学組成以外の要因によっても影響を受けるので、 C_{eq} [FBW] は母材のTSと直接の対応はないが、TSがたとえば約 50 kgf/mm² の析出強化鋼においては直線Aに沿って C_{eq} [FBW] の低い側に、約 70 kgf/mm² の析出強化鋼においては C_{eq} [FBW] の高い側に溶接継手のSEIが移動すると考えられる。したがってTSが約 50 kgf/mm² の析出強化鋼を製造する場合には 0.4 wt% より低くてもよいが、TSが60 kgf/mm² より高い析出強化鋼を製造する場合にはさらに高い C_{eq} [FBW] が要求されるはずである。しかし Fig. 3 に示したように、母材のSEIはTS 65~70 kgf/mm² 以上で 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65~70 kgf/mm² となるであろう。

ここでひらがえって重回帰計算によつて求めた C_{eq} [FBW] の冶金学的意味を考えると、 C_{eq} [FBW] の各元素の係数はマルテンサイト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元素以外に析出物によつて強化しているため、溶接中に析出物が解離してしまい、溶接後に十分な析出が起これない場合は溶接中心部が軟化する。これを防止するにはマルテンサイト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} [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、軟化は起こ

らない。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。

Fig. 5 に示したように，ペネトレーター割れ発生率が Mn/Si によつ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 0.9 wt% 以上の高張力鋼板では，MnO-SiO₂ の酸化物が主組成である。横山⁸⁾によると，高周波溶接により電縫管を製造する場合，MnO-SiO₂ 二元系状態図において MnO と SiO₂ の融点はそれぞれ 1850°C と 1723°C であるが，Mn/Si が 7~9 のときに融点が最低の約 1250°C になる。またこのときの熔融層の温度は約 1550°C と推定されている。一方，フラッシュバット溶接においては，熔融層の温度は 1550°C より高いと推察されるので⁹⁾，Mn/Si が 7~9 より広い範囲の組成の鋼の酸化物も熔融状態となり，アップセットによつて熔融金属とともに排出されると考えられる。Mn/Si 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フラッシュがなく，生成した酸化物が堆積するのに対し，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ためと考えられる。

以上の実験結果に基づいて工業的に製造された TS 60 kgf/mm² 級の析出強化鋼のフラッシュバット溶接継手は，すぐれた冷間加工性を示した。

5. 結 言

ホイールリム用高張力熱延鋼板およびそのフラッシュバット溶接継手の冷間加工性を化学成分との関連において調べ，以下の結論をえた。

- 1) 母材のサイドベンド伸びは引張強さが高くなるにつれて低下する。引張強さが同じでも，S 含有量の少ない材料はサイドベンド伸びが大きい。
- 2) フラッシュバット溶接継手のサイドベンド伸びは母材のそれより小さく，とくに溶接中心部や熱影響部で破断するものはサイドベンド伸びが小さい。
- 3) 溶接継手の硬度分布は組織変化に強く依存し，サイドベンド試験における破断位置は硬度低下部と一致する。
- 4) 溶接中心部における硬度 Hv は重回帰計算によ

り求めた炭素当量 $C_{eq}[\text{FBW}]$ で表される鋼板の化学組成に依存する。

$$Hv = 78 + 331 C_{eq}[\text{FBW}]$$

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

5) 軟鋼は溶接部と母材の硬度および組織の差が小さく，固溶強化鋼と $C_{eq}[\text{FBW}]$ が 0.4 wt% 以上の析出強化鋼は，溶接部にマルテンサイトやベイナイトが生成して硬化する。

6) $C_{eq}[\text{FBW}]$ が 0.4 wt% 未満の析出強化鋼では溶接部にマルテンサイトやベイナイト変態が起こらず，析出強化効果の減少を伴うので軟化する。Dual Phase 鋼は熱影響によりマルテンサイトが焼もどされるため軟化する。

7) Dual Phase 鋼と $C_{eq}[\text{FBW}]$ が 0.4 wt% 未満である TS 約 60 kgf/mm² の析出強化鋼では，溶接継手のサイドベンド伸びは 25% 以下であるが，固溶強化鋼と $C_{eq}[\text{FBW}]$ が 0.4 wt% 以上である TS 約 60 kgf/mm² の析出強化鋼ではサイドベンド伸びが 30~35% であり，リム製造に必要な 25% より大きい。

8) ペネトレーター割れ発生率は Mn や他の元素単独の含有量との間に明確な関係を示さず，Mn/Si が 4~23 の範囲のとき最も低くなる。

9) フッククラックの発生率は S 含有量が 0.005 wt% 以下の場合に低くなる。

文 献

- 1) 橋本俊一，神戸章史，須藤正俊：鉄と鋼，67 (1981) 4, S 542
- 2) D. W. DICKINSON : Welding Design & Fabrication (1979) 5, p. 64
- 3) M. S. RASHID : Proceedings of Seminar "Dual phase and cold pressing Vanadium Steels in the Automobile Industry" (1978), p. 32
- 4) M. S. RASHID and A. E. RATHKE : SAE 810026
- 5) 中島泰臣，滝田忠司：特公昭 50-39583
- 6) F. S. LEPERA : J. Metals, 32 (1980) 3, p. 38
- 7) G. T. ELDIS and W. C. HAGEL : Proceedings of Symposium "Hardenability Concepts with Applications to Steel" (1977), p. 397
- 8) 横山栄一：川崎製鉄技報，10 (1978) 1, p. 23
- 9) 安藤弘平，仲田周次，福井一郎：溶接学会誌，40 (1971) 2, p. 137