

© 1982 ISIJ

成形性のすぐれたニオブ添加フェライト- ベイナイト組織高強度熱延鋼板

論 文

須藤 正俊*・橋本 俊一*・神戸 章史*

Niobium Added Ferrite-Bainite High Strength Hot-rolled Sheet Steel with Improved Formability

Masatoshi SUDO, Shunichi HASHIMOTO, and Shoji KAMBE

Synopsis:

Dual phase steels are known not to have superior characteristics in such properties as hole expanding property, Charpy impact property and especially in flash butt welding property which has a great influence on wheel rim fabrication. Through the investigation of the quality and volume fraction of second phase and alloying elements, it has been clarified that Nb-added steels composed of ferrite and 10 to 20% bainite eliminate these problems in dual phase steels and exhibit excellent characteristics.

In this paper, the effects of the quality of second phase such as martensite, bainite, and pearlite which are produced by changing the coiling temperature from room temperature to 650°C and the volume fraction of bainite on the mechanical properties and so on are investigated.

As far as flash butt welding property is concerned, Nb-added steel composed of ferrite plus bainite does not show a remarkable softening and localized necking in the heat affected zone which usually occur in dual phase steel because of the tempering of martensite. The superiority of the hole expanding property of Nb added ferrite plus bainite steel is due to the superior ductility of bainite compared to that of martensite or pearlite.

1. 緒 言

近年、自動車の燃費節約のための軽量化と、安全性を高めるための車体の強化が重要な課題となっており、これらの問題に対処するため、ホイール、バンパー、あるいは足まわりの部品に高強度熱延鋼板を使用することが鋭意検討されている。なかでもホイールはその重量も多く、燃費改善にきわめて有効であることから、日米自動車、鉄鋼メーカーの最優先開発テーマの一つとなっている。しかしながら基本的な引張特性が優れているということの他に、ホイールリム材ではフラッシュバット溶接後の加工性、ホイールディスク材では伸びフランジ性、疲労特性が優れていることが要求される。またホイール以外の部品では、伸びフランジ性が要求される場合が多く、多岐にわたる特性を兼ね備えた高強度熱延鋼板の開発が望まれている。

従来、フェライトとマルテンサイトからなるいわゆる Dual Phase 鋼が強度-伸びバランスの非常に優れた高強度鋼板であるとされており¹⁾²⁾、ホイール材への適用例

も数多く報告されている^{3)~7)}。しかしながら問題点も多く必ずしも実用化には至っていない。

従来、フェライトとマルテンサイトおよび一部残留オーステナイトのみから構成される鋼に比べて、ベイナイトが混入すると強度-伸びバランスが低下し、好ましくないとされていたが⁸⁾、必ずしも特性が劣化するとは限らず、積極的にベイナイトを導入し、Dual Phase 鋼 (DP 鋼) と同等の機械的性質を有するフェライト-ベイナイト-マルテンサイト鋼 (Triphase 鋼) を開発した⁹⁾。さらにマルテンサイトの存在は溶接熱影響部における軟化、伸びフランジ性、疲労強度の劣化をもたらし、高強度熱延鋼板が使用される部品については不利になる場合が多いことを明らかにし、フェライトと 10~20% のベイナイト相からなる鋼が総合的に判断して利用価値が大きいことを見出した。

本論文では、強度、引張特性、伸びフランジ性、フラッシュバット溶接特性、疲労特性におよぼす第 2 相としてのマルテンサイト、ベイナイト、パーライトの影響およびベイナイト面積率の影響について報告する。

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 23 日受付 (Received Oct. 23, 1981)

* (株)神戸製鋼所 中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

2. 実験方法

2.1 供試材の化学組成および製造方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。この中で鋼 A, B および N1, N2, N6 は実験溶解炉にて溶製した鋼塊であり, 鋼 55, 60 は転炉にて溶製した鋼塊である。0.05%C-0.5%Si-1.6%Mn-0.02%Nb の組成の鋼 A を基本鋼として, Cr, Nb, Mo 各元素の影響を検討した。

第2相の影響を検討するため, 鋼 A, B を用いて Fig. 1 に示した熱延工程の中で, 熱延仕上げ後 5°C/s で 600°C まで徐冷し, その後 600°C から 350°C の間の平均冷却速度 60°C/s で急冷し, さらにコイル巻き取りを想定し, 室温 (RT) から 550°C の間の温度で 1h 保持後炉冷する条件を採用した。フェライト-パーライト鋼については, 熱延仕上げ後 5°C/s で 650°C まで徐冷し, その温度で 1h 保持後炉冷して作製した。またベイナイト相の体積率を変化させるため, 急冷開始温度, あるいは熱延仕上げ後, 急冷開始温度までの冷却速度を 5°C/s と 20°C/s の2水準に変化させ, その後 60°C/s の急冷後 450°C で保持, 炉冷した。

Mo を添加した鋼 N1, N2, N6 については, 熱延終

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

Steel*	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb
A*1	0.05	0.49	1.60	0.004	0.006	—	—	0.033	0.025
B*1	0.07	0.49	1.59	0.005	0.003	0.51	—	0.030	0.038
N1*1	0.06	—	1.73	0.008	0.005	—	0.30	0.020	—
N2*1	0.06	—	1.83	0.010	0.004	—	0.29	0.035	0.026
N6*1	0.06	—	1.74	0.011	0.004	—	0.30	0.035	0.088
55*2	0.05	0.57	1.09	0.008	0.005	—	—	0.025	0.018
60*3	0.07	0.78	1.66	0.012	0.005	—	—	0.038	0.023

*1 90kg laboratory heat

*2 55kgf/mm² class commercial heat

*3 60kgf/mm² class commercial heat

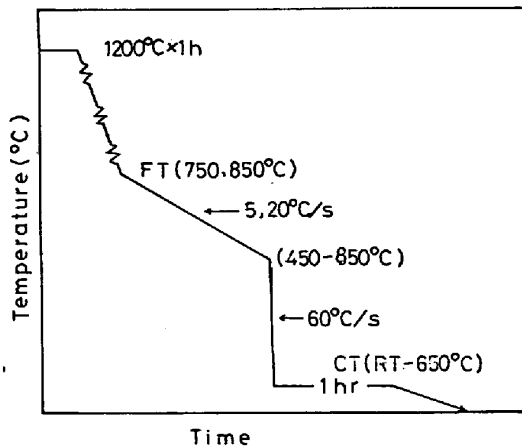


Fig. 1. Laboratory simulation of rolling practice for hot rolled coil.

了後 20°C/s で冷却し, 550°C で巻き取ることにより, ベイナイト-フェライト鋼を得, さらにそれを 900°C × 10 min · AC によりフェライト-パーライト組織にしたのち, 750°C × 10 min · OQ 処理することにより DP 鋼を得た。なおこのときの 750°C から 450°C までの平均冷却速度は 120°C/s であった。以後, フェライト, ベイナイト, マルテンサイト, パーライト (一部セメンタイトを含む) をそれぞれ F, B, M, P と表現し, 面積率の多い相から順に F+B, B+F あるいは F+M というように表現する。

2.2 実験方法

引張試験は JIS 13 号 B 試験片を圧延方向に採取し, 3 mm 厚に研削後 10 mm/min の引張速度にて実施した。また延性破壊挙動を調査するため, 平行部径 3 mmφ, 標点間距離 25 mm の丸棒引張試験片を圧延方向に採取した。伸びフランジ性は 3 mm 厚に研削した鋼板に 10 mmφ の打ち抜き穴をあけ, 30° 円錐ポンチにて, クラックが板厚を貫通するまで押し広げ, その時点での径 d と初期径 d_1 を用いて穴拡げ率 λ を次式にて算出した。

$$\lambda = \{(d - d_1) / d_1\} \times 100 (\%)$$

シャルピー特性は板厚を 2.5 mm に研削した JIS 4 号試験片を用いて調査した。疲労特性は, 素板, 素板に 9% の引張りを与えた試験片あるいは 5 mmφ の打ち抜き穴をあけた試験片を用いて, シェンク疲労試験を実施し評価した。フラッシュバット溶接は 25 mm^w × 75 mm^l × t の試験片を用いた。溶接条件は, フラッシュ代 3 mm, フラッシュ時間 3 s, 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/m² である。Fig. 2 にフラッシュバット溶接後期における電流, 電圧波形およびプラテン移動曲線を示した。アップセット速度は 150 mm/s と健全な接合特性を得るに十分な速度が得られている。溶接部の引張変形後の歪

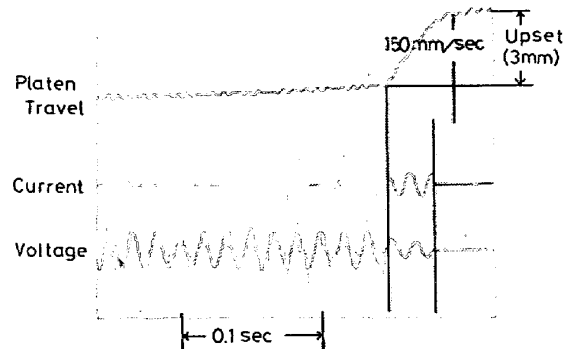


Fig. 2. Oscillogram of the last period of flash butt welding.

み分布は、試験片中央部に溶接線がくるよう作製した JIS 13 号 B 試験片に、0.5 mm 間隔にビッカース硬度計にて圧痕をつけ、その変化量を測定することにより調査した。

3. 実験結果

3.1 機械的性質におよぼす第 2 相の種類の影響

Photo. 1 に RT, 450°C および 650°C で巻き取ったときの鋼 A の光学顕微鏡組織を示した。いずれもポリゴナルフェライトと約 15% の第 2 相から構成されている。第 2 相の種類は透過電顕あるいは走査型電顕観察により判別した。Photo. 2 に RT および 450°C 巻き取り材の透過電顕写真を示したが、RT ではマルテンサイト、250 から 550°C の間の巻き取り温度ではいずれもここに示した 450°C 巻き取り材と類似した炭化物がフェライトラスに平行に析出した B_{II} タイプのベイナイトになつている。後述するが同じベイナイトの中でも冷却条件によつては、そのような炭化物析出の認められない B_I タイプのベイナイトも観察された。650°C 巻き取り材ではパーライトおよび粒界に析出したセメントタイトが観察された。

第 2 相の種類は巻き取り温度により変化するが、それ

にともなり機械的性質の変化を Fig. 3 に示した。引張強さ (TS) は巻き取り温度の低下に従い、すなわち第 2 相が $P \rightarrow B \rightarrow M$ と変化するに従い増加する。YS は TS の増加とともに増加するが、マルテンサイトの存在により急激に低下する。降伏比もこの挙動と対応しており、第 2 相が B および P の場合には 0.8 以上であるが、M になると 0.63 と低下し、かつ降伏伸びも零となり、いわゆる DP 鋼の特徴が現れてくる。しかしながら全伸び (El), あるいは TS-El バランスでみると、むしろ第 2 相をベイナイトとした鋼の方が優れた値が得られており、RIGSBEE ら⁸⁾の結果とは異なる傾向が得られている。その理由として本実験では、F+M 鋼を作製するのに、600°C から 60°C/ s で室温まで急冷したことにより $Q^{-1} = 7.8 \times 10^{-4}$ の固溶 C が残存し、他の鋼はすべて $Q^{-1} = 0$ であつたことより F+M 鋼のフェライトの延性が劣化したことが考えられる。

次に、伸びフランジ性におよぼす第 2 相の種類の影響について上述と同様の方法で作製した鋼 A および B を用いて検討した。従来、伸びフランジ性の改善は、低硫化、REM 添加などによる A 系介在物の形状制御が有用な手段であるとされていたが、著者らは従来の HSLA 鋼中に存在するパーライト、DP 鋼中のマルテンサイト

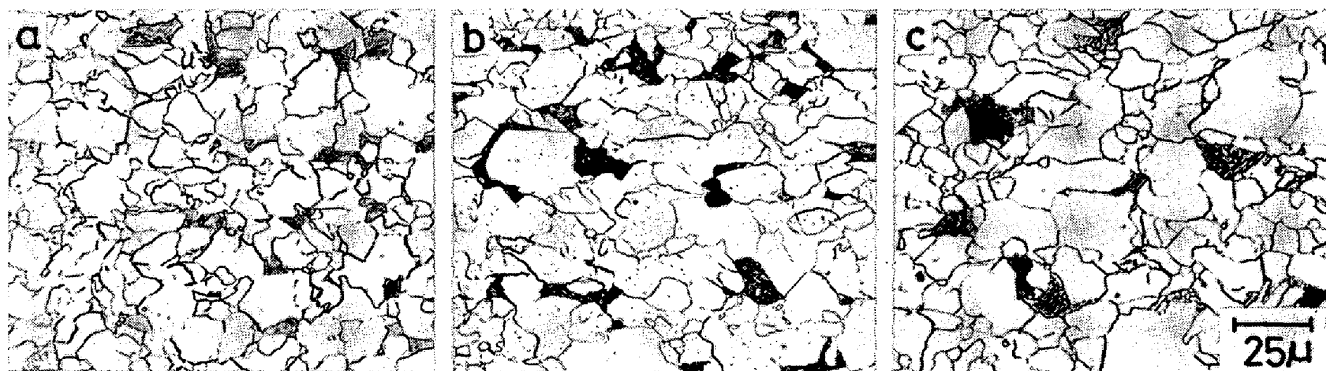


Photo. 1. Changes in microstructure of steel A coiled at (a) RT, (b) 450°C and (c) 650°C respectively.

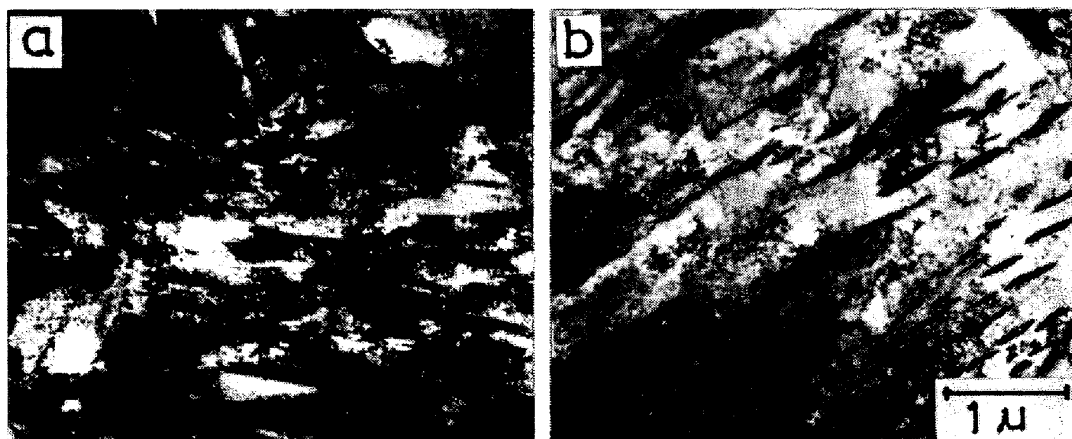


Photo. 2. Microstructure of the steel A coiled at (a) RT and (b) 450°C.

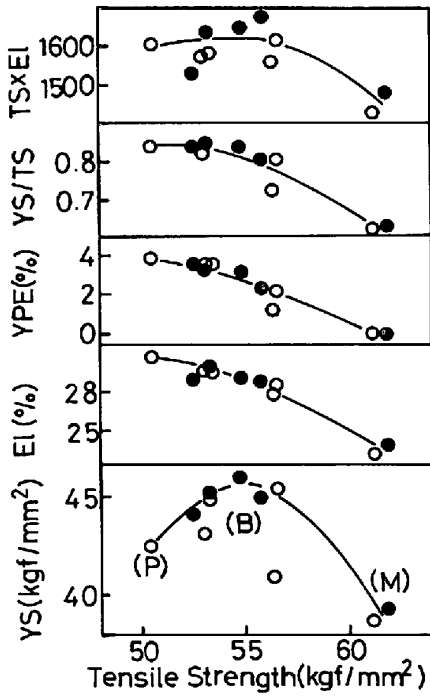


Fig. 3. Effect of the quality of second phase on the mechanical properties. Quality of second phase is indicated in parenthesis. ● : FT=750°C, ○ : FT=850°C

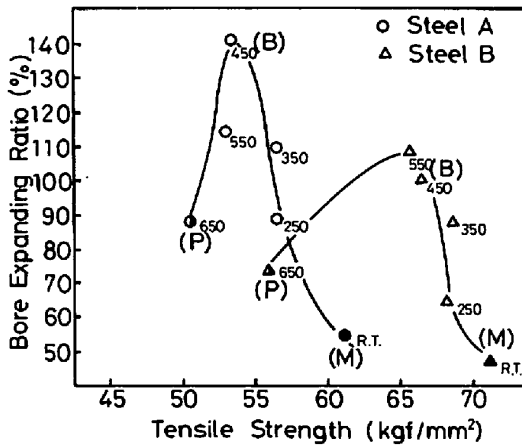


Fig. 4. Effect of the quality of second phase on the bore expanding ratio. Quality of second phase is indicated in parenthesis and coiling temperature is shown by a suffix.

をベイナイトに置き換えることにより、その値が飛躍的に向上することを見出した。Fig. 4 に得られた結果を示したが、巻き取り温度が 350°C から 550°C の範囲にある F+B 鋼が最も優れた値を示し、第 2 相が M あるいは P の場合には非常に低い値にとどまった。伸びフランジ試験片のクラック先端部の状況を SEM で観察した結果、最も値の低かった F+M 鋼ではフェライトの変形がそれほど進行していないにもかかわらず、マルテンサイトとフェライトの界面から多数のポイドが発生してい

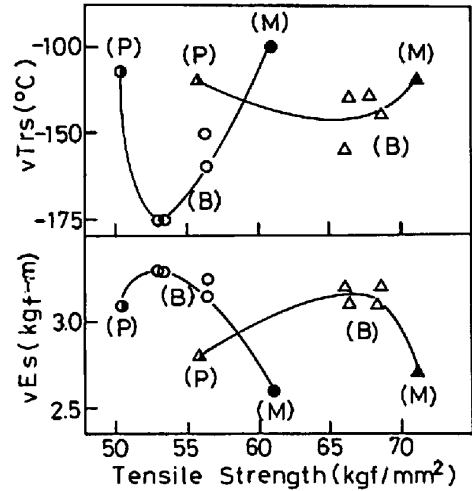


Fig. 5. Effect of the quality of second phase on the transition temperature and shelf energy measured by JIS 4(2.5 mm³) Charpy specimen. Marks are the same as in Fig. 4.

ることが観察された。また 650°C で巻き取った鋼においても、パーライト自身が破壊したり、粒界に多数存在するセメンタイトからポイドが発生していた。一方非常に優れた値を示した F+B 鋼ではフェライトの大きな変形と同程度にベイナイト相も変形しており、第 2 相の延性の差異がこのような大きな伸びフランジ性の差をもたらしたものと考えられる。

Fig. 5 には第 2 相の種類シャルピー特性におよぼす影響を示した。変化挙動は伸びフランジ性に関する変化挙動と類似しており、350°C から 550°C で巻き取ったベイナイトを第 2 相とする鋼が最も低い遷移温度、最も高い吸収エネルギーを示し、F+M、F+P 鋼においてはこれらの値は著しく劣化する。

3.2 機械的性質におよぼすベイナイト体積率の影響

DP 鋼においては第 2 相マルテンサイト量により機械的性質が大きく変化することがよく知られているが、フェライトとベイナイトからなる鋼板においてその構成比率が延性値に対してどのような影響を及ぼしているかについてはこれまで報告されていない。ここでは鋼 A、B を用いてベイナイト体積率を大きく変化させて、引張特性におよぼす影響を検討した。Fig. 6 に第 2 相体積率の TS および TS-El バランスにおよぼす影響を示した。TS-El バランスは、ベイナイト体積率が減少するに従い向上し、10~20% の範囲で最高値に達する。光学顕微鏡観察では第 2 相が認められない材料、すなわち炭素はすべて微細セメンタイトとして粒界に析出している材料では、両鋼種とも低い値にとどまっている。この図で同じベイナイトの中でも B_{II} と B_I 型ベイナイトでは、TS-El バランスあるいは TS に及ぼす影響は異な

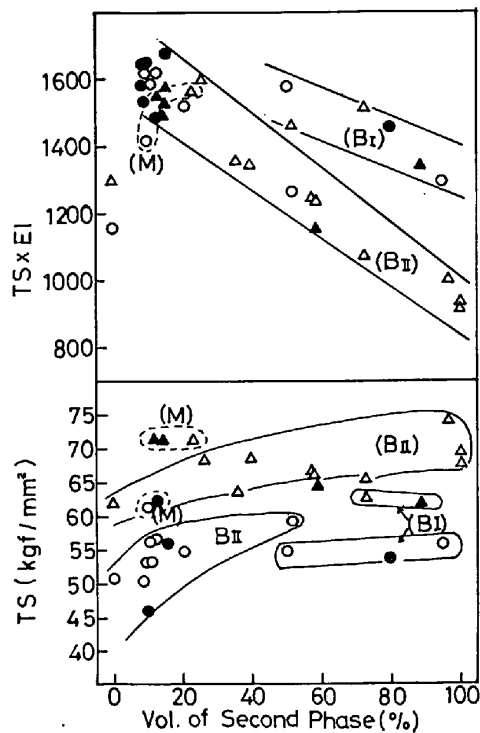


Fig. 6. Effect of volume fraction and quality of second phase on the mechanical properties.
 ● : Steel A FT 750°C, ○ : Steel A FT 850°C
 ▲ : Steel B FT 750°C, △ : Steel B FT 850°C

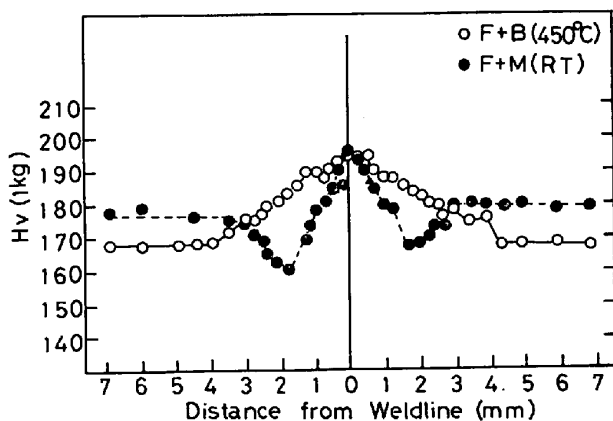


Fig. 7. Effect of microstructure on the hardness distribution across the flash butt welded zone.

つており、 B_{II} では約10~20%で最高値に達するのに対し、 B_I では50%程度ではぼそれに等しい値に達する。また体積率がほぼ100%の材料と比較しても、 B_{II} では $TS \times EI = 1000$ 以下と非常に低い値となるのに対し、 B_I では劣化の程度も低い。

3.3 フラッシュバット溶接特性

高強度熱延鋼板、特にDP鋼をホイールリムに適用する場合、フラッシュバット溶接熱影響部(HAZ)でくびれ、あるいは割れが発生しやすいことが最大の問題点であるとされている⁶⁾。優れた機械的性質を示したNb添

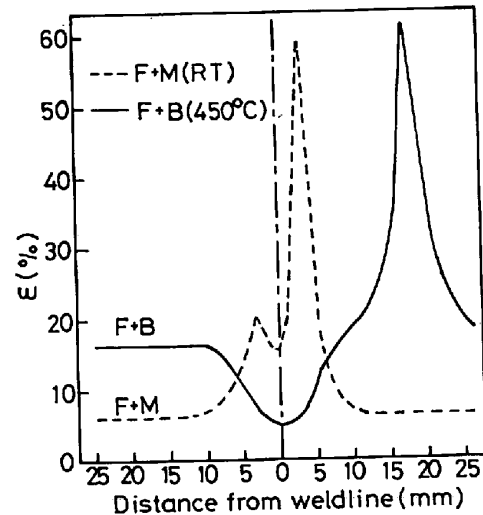


Fig. 8. Effect of microstructure on the strain distribution of tensile tested specimens. The measurement is done for JIS 13-B specimens machined from flash butt welded sheet.

加F+B鋼は、この点においても以下に示すように優れた性質を発揮した。Fig. 7に鋼Aの450°Cで巻き取ったF+B鋼と、RTまで冷却したF+M鋼の溶接部の硬度分布を示す。前者ではHAZでの軟化は認められず、後者では溶接線より約2mm離れたHAZで軟化が生じた。このような硬度分布を持つ材料を引張試験し、その歪分布を測定したが、Fig. 8に示したように、HAZで軟化部を有するF+M鋼では、その軟化部から優先的に変形を受けくびれが生じているのに対し、F+B鋼では溶接線近傍の硬化部では変形が抑えられ、最終的には溶接線から十分離れた母材部でくびれが発生している。このことからHAZで軟化する材料ではリム成形過程でくびれが生ずる危険性が高いことを示しており、溶接部の硬度分布はリム成形の可否を決定する重要な因子であることがわかる。

第2相の種類が硬度分布に大きな影響を及ぼすが、その原因を明らかにするため、溶接過程の熱履歴をあらかじめCA熱電対を板厚中心部に挿入、溶接することにより測定した。その結果をFig. 9に示す。この結果から軟化領域は、 α 域の最高温度約700°Cまで加熱され、その後約70°C/sの冷却速度で冷却されていることがわかる。なおこの領域はアップセットによる圧縮変形を受けておらず、種々の温度に保持した試料を70°C/sで冷却することによりシミュレートできると考えられる。なお保持時間は実際には非常に短時間であるが、正確な温度を把握するために、10minの保持とした。Fig. 10に鋼N1、N2、N6を用いてシミュレート熱処理後、組織およびNb量により、保持温度とともに硬度がいかに変化するかを示した。DP鋼では500°Cから軟化が

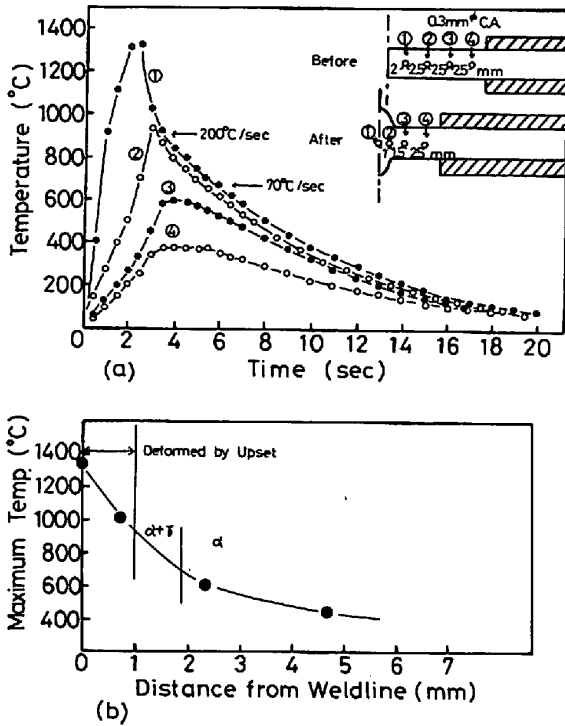


Fig. 9. (a) Thermal history during flash butt welding and (b) relationship between maximum temperature and distance from weldline.

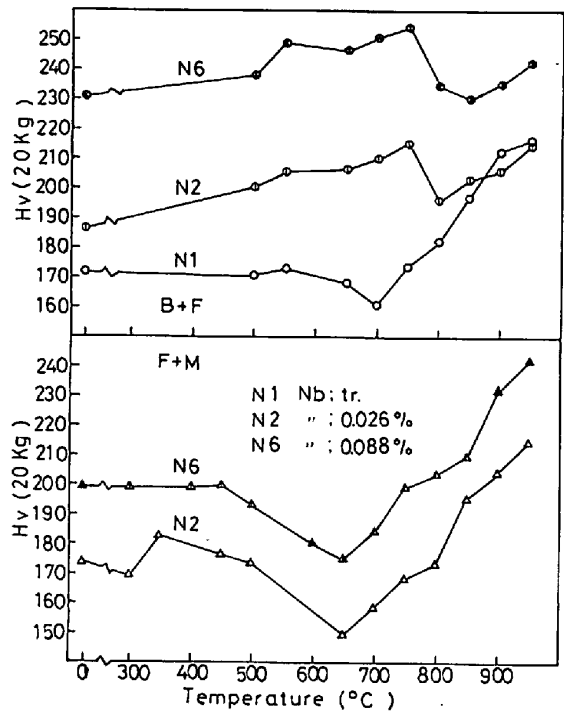


Fig. 10. Effects of microstructure and Nb addition on the changes in hardness for the specimen held in saltbath for 10 min and cooled at 70°C/s.

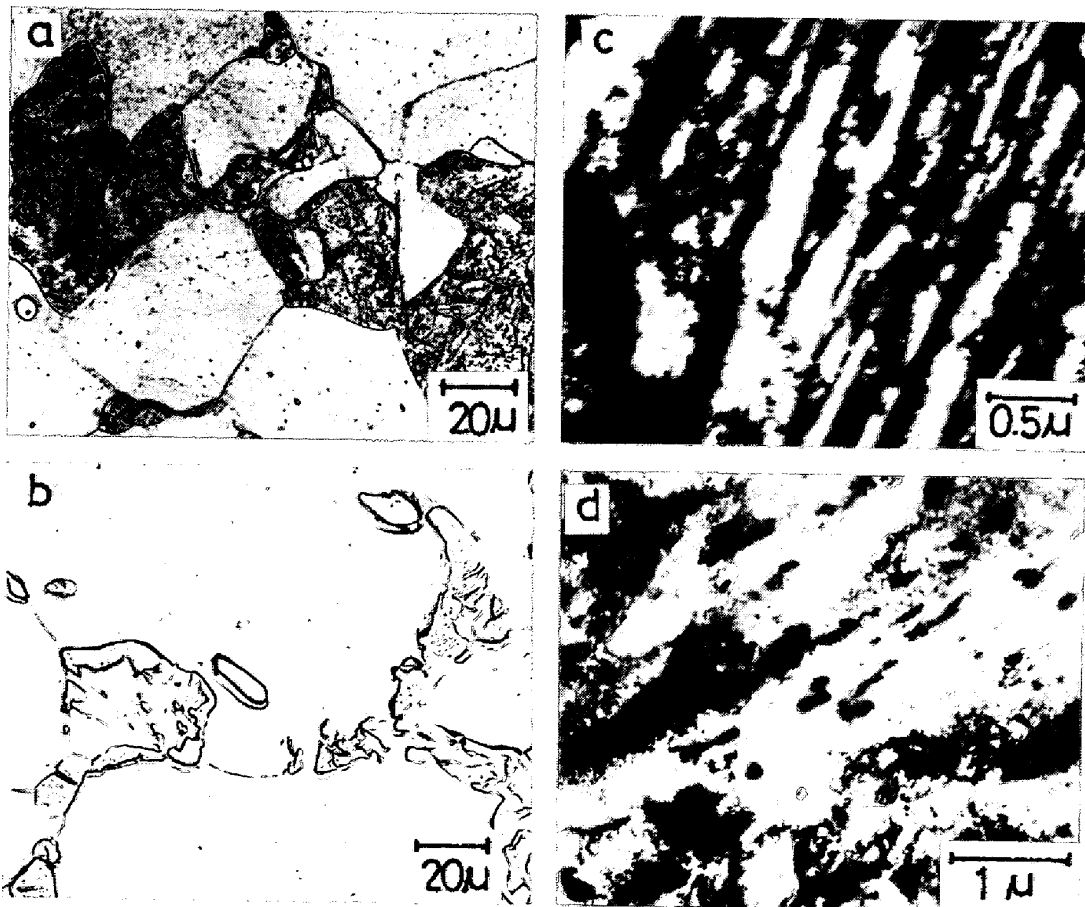


Photo. 3. Microstructural changes with flash butt welding or heat treatment. (a) base metal, (b) 3 mm from weldline, (c) base metal, (d) held at 650°C for 10 min then cooled to RT at 70°C/s

Table 2. Fatigue limit of base steel and strained or hole punched specimen.

Micro-structure	Tensile property		Fatigue limit (\pm kgf/mm ²)			
	σ_y (kgf/mm ²)	σ_B (kgf/mm ²)	Base steel	5mm ϕ hole punched	9% strained	9% strained and 5mm ϕ hole punched
B+F	56.6	66.6	43.0	33.5	35.5	31.5
F+M	35.1	64.2	32.5	26.5	31.5	27.0

生じ、650°C で最も低い硬度となる。このときの母材との差は Hv=20 であり、この材料のフラッシュバット溶接材における硬度差とはほぼ一致している。B+F 鋼では α 域での軟化は認められず、むしろ N2, N6 では Nb C の析出と考えられる硬化が生じている。DP 鋼における軟化の原因を調べるため N6 のシミュレート熱処理による最軟化部、およびフラッシュバット溶接材で溶接線から 3mm 離れた部分の組織観察を行った。Photo. 3 に 2 段レプリカおよび透過電顕による組織変化を示したが、母材に比べ、HAZ と 650°C 熱処理材ではマルテンサイトが焼もどされ、その面積も減少している。牧らは¹⁰⁾ A₁ 点直下での焼もどしでは再結晶はほとんどおこらないとしているが、ここでは転位密度の非常に低下した再結晶粒と考えられる組織も観察された。この他に軟化の原因として、フェライト中の固溶 C, N の析出が考えられるが、N2 に 400°C×1h の析出処理を施し、シミュレート熱処理後の軟化量を測定した結果、Hv=17 と Fig. 10 における結果と大差なく、その寄与は小さいことが確認された。これらの事実から HAZ での軟化を支配する最大の因子は、変態生成物の熱的安定度、いかえれば変態生成物の加熱時の硬度低下量であり、変態生成物の種類、生成温度あるいは転位の解放に寄与する Nb 等の元素が影響する。

3.4 疲労強度

鋼 N2 を用いて B+F および F+M 鋼を作製し、そ

の疲労特性を比較した。Table 2 に母材の機械的性質および母材の疲れ強さ、さらにホイールディスクに使用されたときを想定し、引張歪みあるいは打ち抜き穴をあけた試料の疲れ強さを示した。B+F 鋼と F+M 鋼はほぼ同一の TS を有するにもかかわらず、母材の疲れ強さには約 ± 10 kgf/mm² の差が生じている。引張歪み、あるいは打ち抜き穴を加えることにより、両者とも疲れ強さは低下するものの、いずれの場合においても F+M 鋼に比べて高い疲れ強さを示した。疲労き裂の発生を支配する主因子は、材料中に発生する繰返し塑性歪み振幅 ϵ_p であることはよく知られている。Fig. 11 に荷重漸増漸減法により求めた繰返し応力振幅 σ と繰返し塑性振幅 ϵ_p との関係を示した。B+F 鋼の方が F+M

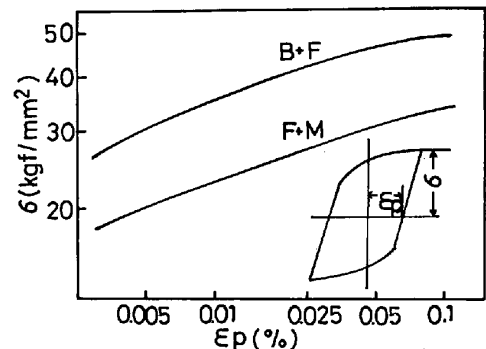


Fig. 11. Effect of microstructure on the relationship between cyclic stress amplitude σ and cyclic plastic strain amplitude ϵ_p .

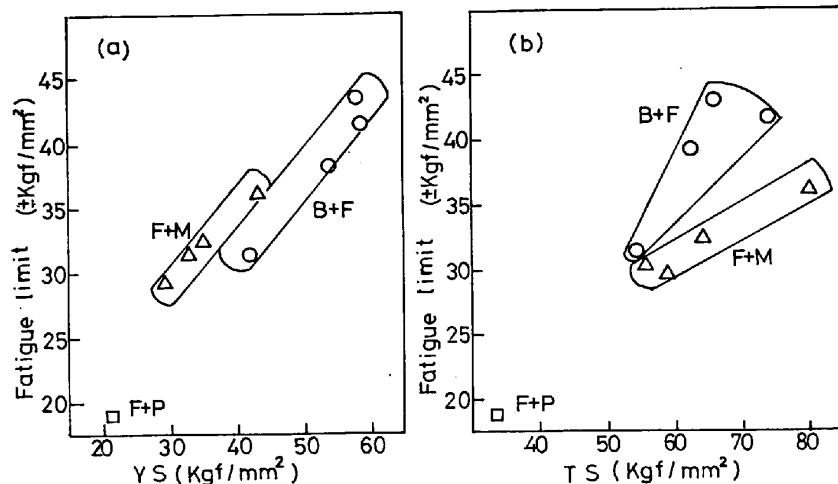


Fig. 12. Relationship between fatigue limit and (a) yield strength, (b) tensile strength.

鋼に比べ、全応力範囲で同一応力に対して発生する繰返し塑性変形は小さくなっており、従って高い疲れ強さが得られる可能性を示している。このことは、先に示した疲れ強さの両組織鋼の差違とよく対応している。また化学組成の異なる鋼につき、疲れ強さとYSおよびTSとの関係を求めたが、Fig. 12に示すように、疲れ強さはTSよりもYSとよい対応を示し、いずれの材料においてもYSの低いF+M鋼は低い強度にとどまっている。

3.5 工場圧延鋼の特性

3.1~3.4に示した実験室における結果から、フェライトと10~20%のベイナイトからなる鋼が、高強度熱延鋼板として要求される諸特性において優れた特性を発揮することが明らかとなった。工場圧延材でこのような組織鋼を得ようとする、ランアウトテーブル上での時間的制約および冷却能の制約から化学組成、冷却方法両面からの検討が必要となる。そこでC, Si, Mn, Cr量の異なる鋼を用い、種々の冷却パターンで、55 kgf/mm²級、60 kgf/mm²級の熱延鋼板を製造するに最適の成分、冷却条件を決定した。詳細な化学成分はTable 1に示すように、いずれもSi-Mn-Nb系である。相違点は、55 kgf/mm²級ではMn量が1.1%であるのに対し、60 kgf/mm²級では1.7%に増量したことにある。Mn量の増加により、775°C以上の温度域におけるフェライト変態が大きく遅れるため、熱延終了後775°Cまで急冷し、フェライト変態ノーズ温度である750°C前後を徐冷し、所望のフェライト面積率を得た。さらに引き続き第2相をベイナイトとするため急冷し、475°Cで巻き取った。55 kgf/mm²級の1.1%Mn鋼においては、高温域でも短時間でフェライト変態が進行するため、熱延終了後、徐冷-急冷というパターンで冷却し、475°Cで巻き取った。その結果いずれも5μのフェライトと15%のベイナイトからなる所望の組織が得られた。

両鋼種の機械的性質をまとめてTable 3に示した。両鋼種とも優れた機械的性質が得られているが、特に本鋼種の特徴である優れた極限変形能、すなわち切り欠き伸び、伸びフランジ性が得られている。伸びフランジ性

については工具条件により大幅に変化し、本鋼種の値のみを記述することは意味がないので省略したが、3.2 mm²の55 kgf/mm²級の一般的なREM添加HSLAが45%であったのに対して、本圧延鋼の55 kgf/mm²級材では87%、60 kgf/mm²級材では70%とはるかに優れた結果が得られた。また60 kgf/mm²級材のvTrsはC方向で-155°Cと十分低い値であった。フラッシュバット溶接部の硬度分布においてもHAZでの軟化現象もなく、引張試験でHAZで破断することもなかった。さらにシェンク疲労試験による耐久限も60 kgf/mm²級で±40 kgf/mm²と高い強度が得られた。

以上、諸特性を通じて、工場生産ラインで製造された55, 60 kgf/mm²級Nb添加F+B鋼は優れた特性を発揮し、自動車部材のみならず各種の用途に使用されている。

4. 考 察

第2相の種類により機械的性質をはじめ各種特性が大幅に変化することを述べてきたが、その中でも熱延鋼板の特性としては非常に重要で、かつその変化の著しい伸びフランジ性に関して詳細な検討を行った。鋼Aを用いて3.1で述べたと同じ手法で種々の第2相を有する熱延鋼板を作製し、圧延方向に採取した平行部径3 mmφ、標点間距離25 mmの丸棒引張試験片を準備した。

本実験では、3.1で述べたと同じ面積率および組織構成を得るため、板材から丸棒を採取したが、そのために破断面形状は真円でなく、だ円形となっている。断面収縮率 ϵ_f は破断面の短軸 a_0 、長軸 b_0 を測定し、(1)式で求めた。

$$\epsilon_f = \ln(D^2/a_0b_0) \dots\dots\dots (1)$$

ただしDは素径

またボイド発生歪量、あるいは第2相の変形量などを把握するためには、破面からの距離Xと歪み量の関係を知る必要がある。破面からの距離Xと、短軸径 a_x を投影機にて測定し、歪み量 ϵ_x を(2)式により求めた。

$$\epsilon_x = \ln(D^2/a_x^2) \dots\dots\dots (2)$$

第2相の各歪みにおける変形量は、母材および各歪み量

Table 3. Mechanical properties of commercial products.

Steel	Thickness (mm)	Direction	Tensile property*1			Notched*2 elongation (%)	vTrs (°C)
			YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)		
55	2.3	L	42.3	55.7	30.0	11.0	
		T	44.2	56.3	30.0		
60	3.2	L	51.2	62.3	30.0	10.0	-170
		T	53.4	63.7	28.0		

*1: JIS-5 tensile specimen *2: JIS-5 with 2mm V notch tensile specimen

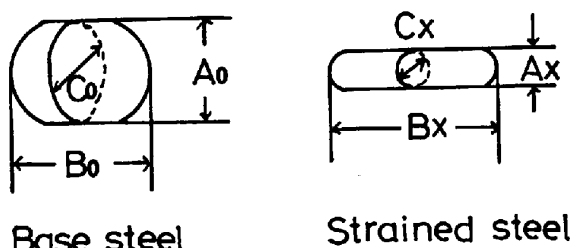


Fig. 13. Schematic illustration to calculate the strain of second phase.

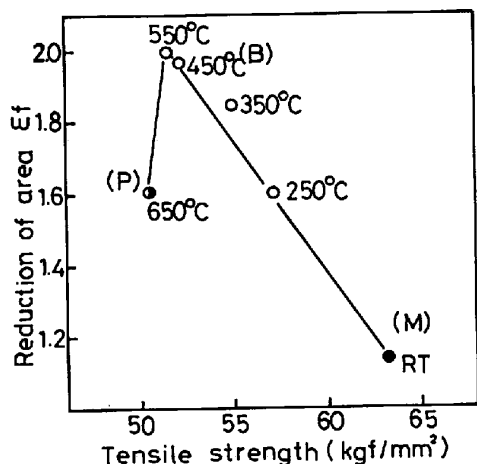


Fig. 14. Effect of the quality of second phase on the reduction of area ϵ_f . Marks are the same as in Fig. 4.

における第2相の短径, 長径を SEM により観察した写真より読み取り, 母材との比較において(3)式に従い歪み量 ϵ_s を算出した。

$$\epsilon_s = \sqrt{\frac{2}{3}} (\epsilon_A^2 + \epsilon_B^2 + \epsilon_C^2)^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

ただし $\epsilon_A = \ln A_X/A_0$, $\epsilon_B = \ln B_X/B_0$, $\epsilon_C = \ln C_X/C_0$
 $A_0, B_0, C_0, A_X, B_X, C_X$ はそれぞれ Fig. 13 に示した母材および変形後の第2相の寸法を示すが, この中で実際に測定できるのは A_0, B_0, A_X, B_X のみである。ただし第2相の形状は引張方向に伸長した回転円筒体と考えられるので, C_X は A_X とほぼ等しいと置き, (4)式に変形される。

$$\epsilon_s = \sqrt{\frac{2}{3}} (2\epsilon_A^2 + \epsilon_B^2)^{1/2} \dots\dots\dots (4)$$

Fig. 14 に母材強度と断面収縮率 ϵ_f との関係を示した。この結果は Fig. 4 に示した伸びフランジ性との関係とよく一致しており, 350°C から 550°C で巻き取った第2相をベイナイトとする鋼が最も優れた値を示し, パーライト, マルテンサイトの順に劣化する。このことから ϵ_f を支配する因子を抽出することにより, 伸びフランジ性を支配する因子を抽出できると考えられる。Fig. 15 には第2相の硬度と断面収縮率 ϵ_f , ポイド発生

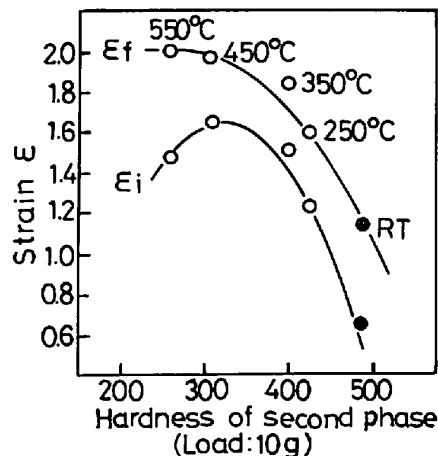


Fig. 15. Effect of hardness of second phase on the reduction of area ϵ_f and strain to void initiation ϵ_i .

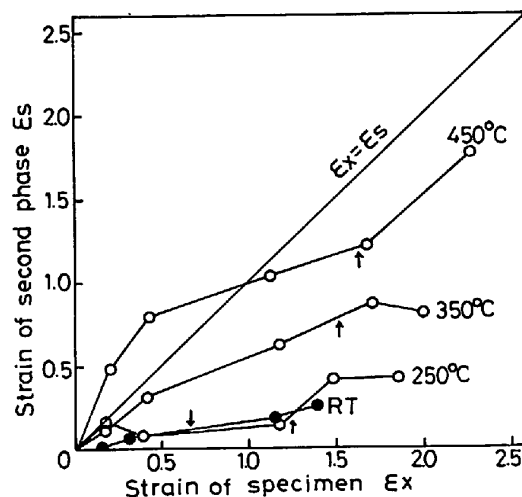


Fig. 16. Relationship between strain of specimen ϵ_x and strain of second phase ϵ_s . \uparrow indicates the strain to void initiation.

歪量 ϵ_i との関係を示したが, パーライトは硬度測定精度が低かつたため図示していない。第2相硬度は巻き取り温度の低下に従い上昇し, 550°C で得られたベイナイトの硬度と, RT 巻き取りで得られたマルテンサイトの硬度では約2倍の違いがあり, その硬度変化と ϵ_f, ϵ_i はよく対応している。なおフェライト地の硬度は材料間でほとんど有意差が認められなかつた。550°C 巻き取り材を除き, ϵ_f と ϵ_i はほぼ平行した値が得られていることから, ϵ_f を支配する因子は ϵ_i であることが推定される。この ϵ_i が硬度変化と対応することは, 第2相の変形能が重要な意味を持つと考えられるので, Fig. 16 に第2相の変形量と母材試料の変形量との関係を示した。低温巻き取り材では試料の変形が進行しても第2相の変形はそれほど進行せず, 試料が破断に至つた段階でもその変形量は母材の20%程度でしかない。巻き取り温度の上昇とともに第2相の変形は容易になり, 450°C 巻き

取り材では母材変形量の 75% 程度まで達しており、その変形能が非常に優れていることを意味している。

打ち抜き後の伸びフランジ性は穴縁部での潜在クラックの存在状態の差違にも影響されるが¹¹⁾、潜在クラックの無い状態で比較検討した本実験の結果、F+B 鋼の優れた伸びフランジ性は F+M 鋼あるいは F+P 鋼に比べ、本質的に第 2 相の変形能が優れており、ポイドの発生が高歪み域まで抑制されたことよることが明らかとなった。

5. 結 言

Nb 添加フェライト-ベイナイト高強度熱延鋼板は、優れた強度-伸びバランスを有しながら、DP 鋼の欠点とされていたフラッシュパット溶接熱影響部における軟化、あるいは伸びフランジ性、シャルピー特性、疲労特性においてきわめて優れた特性を発揮する鋼板であることが明らかとなった。特に伸びフランジ性については丸棒引張試験片を用いて、第 2 相の種類にともなう変化を詳細に検討したが、ベイナイト相はマルテンサイト相、あるいはパーライト、セメンタイトと比べはるかに優れたそれ自身の延性を持つことからポイドの発生が高歪み域まで抑制され、そのために優れた伸びフランジ性が得られることが明らかとなった。

おわりに、本研究を推進するにあたり、疲労特性に関

し有益な御助言をいただいた(株)神戸製鋼所中央研究所工博溝口孝遠氏、工場生産を実施するにあたり御尽力をいただいた同加古川製鉄所第 2 圧延部熱延課、薄板技術室各位、および中央研究所大友朗紀氏に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 30 (1978) 4, p. 6
- 2) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 増井淑郎: 鉄と鋼, 65 (1979) 13, p. 1916
- 3) M. S. RASHID: SAE paper No. 760206 (1976)
- 4) M. S. RASHID: SAE paper No. 770211 (1977)
- 5) M. S. RASHID and G. D. LAWRENCE: SAE paper No. 780138 (1979)
- 6) M. S. RASHID and A. E. RATHKE: SAE paper No. 810026 (1981)
- 7) E. J. DREWES and D. D. HOESH-ESTEL: All oys for the 80s Michigan, June (1980) Paper 5
- 8) J. M. RIGSBEE, J. K. ABRAHAM, A. T. DAVENPORT, J. E. FRANKLIN, and J. W. PICKENS: "Structure and Properties of Dual-Phase Steels" AIME annual meeting, Feb, (1979) New Orleans, p. 304
- 9) 須藤正俊, 岩井隆房: 鉄と鋼, 68 (1982) 9, p. 1185
- 10) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981) 7, p. 852
- 11) 西本昭彦, 細谷佳弘, 中岡一秀: 鉄と鋼, 67 (1981) 5, S529