

軽量スチールホイールの開発

Development of Lightweight Steel Wheels

町 田 功*	成 田 正 幸*	呉 浦 良 太*
Isao Machida	Masayuki Narita	Ryota Kureura
森 下 洋 行*	吉 村 泰 律*	板 倉 克 典*
Hiroyuki Morishita	Yasunori Yoshimura	Katsunori Itakura

要 旨

車体の軽量化を目的として、スチールホイール構成部品であるディスクおよびリムに用いる 2 種類の高強度 780MPa 級熱間圧延鋼板を開発した。

ディスク用開発材は、フェライト・マルテンサイト複合組織を基本に軟質なフェライト相を TiC で析出強化したものであり、0.08%C-1.5%Si-1.75%Mn-0.1%Ti を基本成分とする。

リム用開発材は、フェライト・ベイナイト組織を基本に NbC および TiC による析出強化の相乗効果を利用したものであり、0.09%C-1.7%Mn-0.05%Nb-0.15%Ti を基本成分とする。

本開発材は、従来のスチールホイールで成形限界とされてきた 590MPa 級熱延鋼板に対し、成形性を維持しながら 30% の高強度化を達成したものである。

これにより、ディスクおよびリムの薄肉化が可能となり、ホイールとして約 10% の軽量化を実現した。

ABSTRACT

In order to save weight on automotive chassis, two types of high-strength 780 MPa-grade hot rolled steel sheets have been developed for the steel wheel.

One, which is used as the material for the disc, has a chemical composition of 0.08%C-1.5%Si-1.75%Mn-0.1%Ti, based on the dual-phase structure with the ferrite phase precipitation-hardened with TiC.

The other, which is used as the material for the rim, has a chemical composition of 0.09%C-1.7%Mn-0.05%Nb-0.15%Ti, based on the ferrite-bainite structure precipitation-hardened with NbC and TiC.

These, as compared with the conventional material, 590MPa-grade hot rolled steel sheets, offer a 30% higher strength while retaining formability, thus making it possible to reduce the thickness of the disc and the rim to achieve a 10% weight saving on the steel wheel.

1. ま え が き

近年、環境問題に対する自動車メーカーの取り組みの中で、省燃費化などを目的として、車体の軽量化技術の開発がなされている。

車体重量の低減を図るためには、一般に設計構造の見直し、材料置換によるもの、あるいは材料の高強度化による薄肉化や小型化の手法が取られている。特に、タイヤ、ホイール、ブレーキ、アクスル等のばね下重量(自動車の車体を支持して持ち上げた場合に、スプリングの下にぶらさがる部分の重量)の軽減は、燃費、乗り心地、

走行性能などの改善に効果があるとされている。

ばね下重量に大きく影響するスチールホイールは、様々な路面での走行に耐え得るだけの耐久性(疲労強度)、変形に対する抵抗力や衝撃強度(降伏強度、引張強度)が要求される。従って、上記のような材料特性を総称した『鋼板の高強度化』を図ることにより、その分板厚を薄くして軽量化することができる。

しかし、材料の強度と成形性は相反する特性であり、一般に材料を高強度化すると成形性が低下する問題がある。これら強度と成形性の問題により、従来のスチール

* 栃木研究所

ホイール用熱延鋼板では 590MPa 級が高強度化の限界とされていた。

本稿では、強度と成形性という相反する特性を両立させた材料の開発、ディスクの最適形状の検討結果および開発ホイールの性能について報告する。

2. 開発の狙い

スチールホイールは Fig. 1 に示すようにディスクとリムより構成され、各々要求される成形性の内容が異なるため、一般にディスク用、リム用に 2 種類の材料を使い分けている。従って、高強度化にあたっては、ディスク用、リム用各々の材料開発が必要である。

従来のスチールホイールとアルミ製デザインホイールの重量差は約 10% である（当社比）。本開発の目的はスチールホイールでアルミ製デザインホイール並みに軽量化することである。これを達成するために板厚を薄くする場合、強度計算結果から従来の 590MPa 級鋼板に対して約 30% 高い 780MPa 級の引張強度が要求される。

これらのことから本開発の狙いを次のように設定した。

- (1) 要求される特性に応じたディスク用およびリム用の 2 種類の熱延鋼板を開発する。
- (2) 従来材料比較で 30% 高い 780MPa 級の強度を確保する。
- (3) 既存の生産設備を大幅に変更することなくホイール形状への成形が可能な材料特性を確保する。
- (4) 材料の高強度化による薄肉化を図ると共に、薄肉化に対応した最適ディスク形状を設定する。
- (5) 従来ホイールと同等の耐久信頼性を確保し、10% の軽量化を達成する。

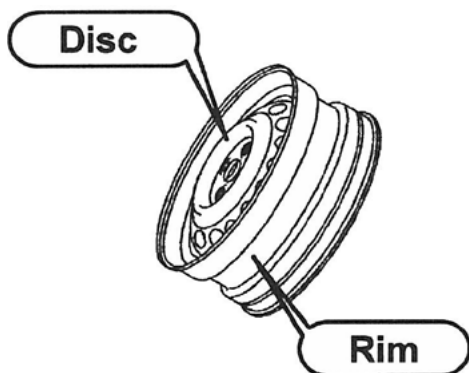


Fig. 1 Construction of Steel Wheel

3. 高強度化の課題と解決の考え方

3.1. 従来材の特徴と高強度化の課題

(1) ディスク材料

従来の 590MPa 級ディスク材料としては一般的にデュアルフェイズ (Dual-Phase, 以下 DP) 鋼板が使用されている。DP 鋼板とは、その名のとおりに軟質なフェライト (α) 相と硬質なマルテンサイト (α') 相という 2 つの相からなるミクロ組織を呈する鋼板である。そのミクロ組織の模式図を Fig. 2 に示す。2 相の面積率は、 α 相が 90% を占め、残りの 10% が α' 相である。第 2 相としての α' 相には、厳密には一部ベイナイトも含まれている。

DP 鋼板の特徴として、第 1 に軟質な α 相が 90% を占め、その α 結晶粒は比較的大きく、等軸粒であることから低降伏比と高い伸びが得られる。

第 2 に硬質な α' 相が 10% 存在することにより材料強度を確保している。DP 鋼板の強度は固溶強化および結晶粒の細粒化強化等の強化因子を除いた場合、理論的に (1) 式で示される。

$$\sigma_{DP} = \sigma_{\alpha} \cdot f_{\alpha} + \sigma_{\alpha'} \cdot f_{\alpha'} \quad \dots\dots (1)$$

σ_{DP} : DP 鋼板の引張強度

σ_{α} : α 相強度

f_{α} : α 相分率

$\sigma_{\alpha'}$: α' 相強度

$f_{\alpha'}$: α' 相分率

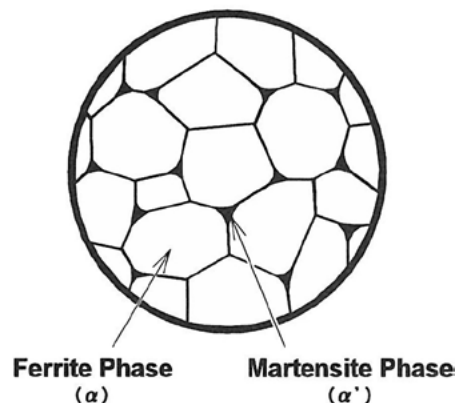


Fig. 2 Micro-Structure Model of Dual-Phase Steel for Conventional Disc

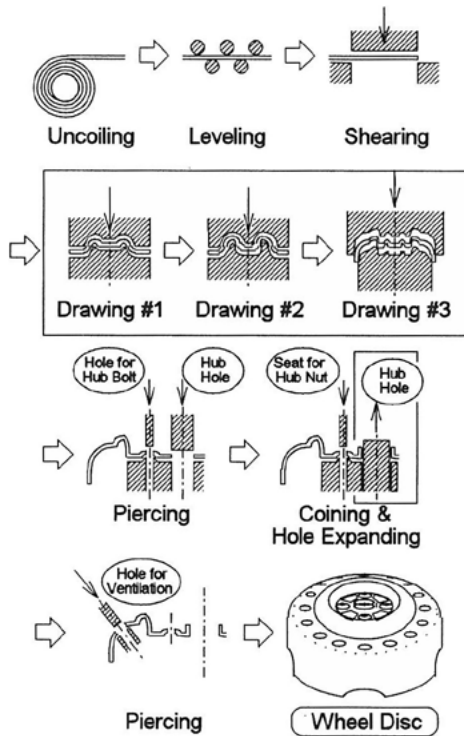


Fig. 3 Manufacturing Process of Disc

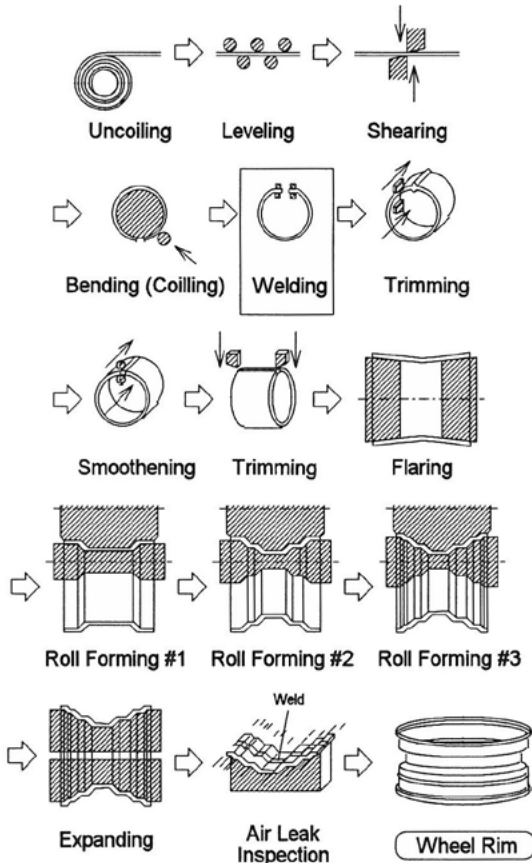


Fig. 4 Manufacturing Process of Rim

第3に α 相と α' 相の相互作用により、素材の降伏点は低いが無荷状態において初期加工硬化するため、高い疲労強度が得られることなどが挙げられる。

ディスク材料の高強度化を図るにあたり、その強化機構を従来のDP鋼板の延長で考えた場合、 α 相より強度の高い α' 相の分率を増やせば良いことが(1)式から判る。その場合、化学成分的には炭素(C)量を増加すれば良いが、材料の引張強度を30%高められるだけのC量の増加(α' 相の分率増加)は、絞り性および伸びフランジ性(ここではハブ穴の孔抜け性)の成形性が極端に低下する問題がある。すなわち、強度を高めることは容易であるが、Fig. 3に示すディスクのプレス成形工程においてネッキング、割れ等の問題が発生し、歩留まりの低下が懸念される。

次にDP以外の強化機構を考えた場合、例えば析出強化鋼板では降伏点が高いため、形状凍結性の点で不利であり、固溶強化やその他の強化機構を考えても十分な強度を確保するのは困難である。

(2) リム材料

リム材料はFig. 4に示すように、円環状に成形された後、突合わせ端面を電気抵抗溶接(以下リム溶接)される。リム溶接後のフレアリング工程やロールフォーミング工程では、溶接部の硬さ分布が不適切な場合、ネッキング、割れ等を生じるため、リム溶接部の硬さ分布を適正化する必要がある、材料組成の中で炭素当量(Carbon Equivalent, 以下Ceq)の調整を要する。

590MPa級鋼板のリム溶接部の硬さ分布はFig. 5に示すように、鋼板の強化機構によって、特性が大きく異なる。その中で、安定したリム溶接部の硬さ分布が得られる強化機構としては、Ceqを調整した析出強化系(Precipitation Hardening Type)が優れている。

そのため、従来使用の590MPa級リム材料としては、析出強化鋼板が一般に使用されている。析出強化鋼板とは、Nb, Ti, V等の炭化物形成元素を一種または複合で添加することにより、それらの炭化物を微細に分散析出させ、その析出物により転位運動に対する抵抗を高めて強度を増加させるものである。また炭化物によるピン止め効果と熱間圧延から巻取りまでの温度制御によって結晶粒の成長が抑制されるため、細粒化強化の作用も強度増加に寄与している。

リム材料の高強度化を図るにあたり、従来の溶接方

法を前提とした場合、析出強化系の延長では、素材の強度は確保できてもリム溶接部の硬さが過度に硬化するか、あるいは溶接熱影響部 (Heat-Affected Zone, 以下 HAZ) が軟化するなどの課題があり、また溶接方法によってはペネトレータ (溶接界面での有害な酸化物) の残存に起因する溶接部の脆化などの課題がある。これらリム溶接部の硬さの不適正およびペネトレータの残存は、リム溶接後のフレアリング工程およびロールフォーミング工程において割れ等の不具合の原因となるため、歩留まりの低下が懸念される。

3.2. 課題解決の考え方

(1) ディスク材料

強度と成形性を両立させる課題について以下の検討を行った。

強化機構による鋼板特性への影響を考えると、DP 鋼板は低降伏比および高い伸びを有することから良好な絞り性や形状凍結性が得られる。これらの効果は、 α 相と α' 相の共存によるものである。その反面、この 2 相は硬さの差が大きく、また結晶粒も比較的大きいために

伸びフランジ性は劣っている。

一方、析出強化鋼板は伸びフランジ性に優れているが、これは炭化物等の作用により結晶粒が比較的細かく、また第 2 相がベイナイト主体であるためである。その反面、降伏点が高く、伸びが低いという特性を示す。

本開発では、DP 鋼板と析出強化鋼板がもつ有効な特性を両立させることを目的として、DP 鋼板を基本に α 相を析出強化することを検討した。その狙いは、第 1 に DP 鋼板の低降伏比と良好な伸びを維持すること、第 2 に α 相の析出強化により α 相と α' 相との硬さの差を少なくし、 α 相の集中変形を抑制して伸びフランジ性を改善することである。

この α 相析出強化型 DP 鋼板のマイクロ組織の模式図を Fig. 6 に示す。従来の DP 鋼板と同様に α 相が約 90% を占めるが、 α 相中に微細な析出物 (チタン炭化物、以下 TiC) を有するため、前述したような第 2 相の分率を高めるだけで高強度化する場合と比較し、少ない C 量で達成できる特徴がある。

熱間圧延工程でのマイクロ組織の変化を Fig. 7 に示す。仕上げ圧延終了時にはオーステナイト (以下 γ) 単相であるが (図中 a)、冷却過程で γ 相の結晶粒界等を核として α 相の析出が始まり (同 b)、その α 相の析出と同時に TiC が析出する。制御冷却過程では、 $\gamma + \alpha$ 共存領域の温度に保持することによって α 相の析出が進行し、C の固溶限の少ない α 相から γ 相への C の拡散が起こり C-rich な (C 濃度の高い) γ 相ができる (同 c, d)。

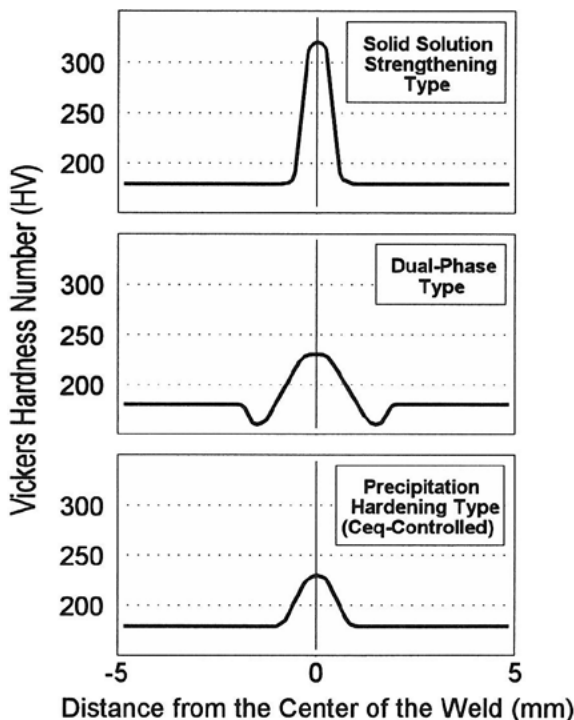


Fig. 5 Effect of Chemical Composition refer to Hardness Distribution of DCB Weld Cross Section

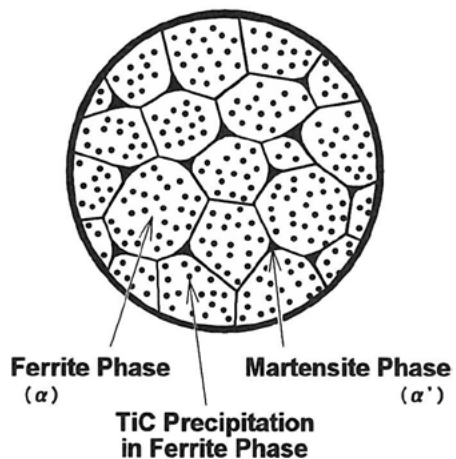


Fig. 6 Micro-Structure Model of Newly Developed Disc Material with Precipitation Hardened Ferrite

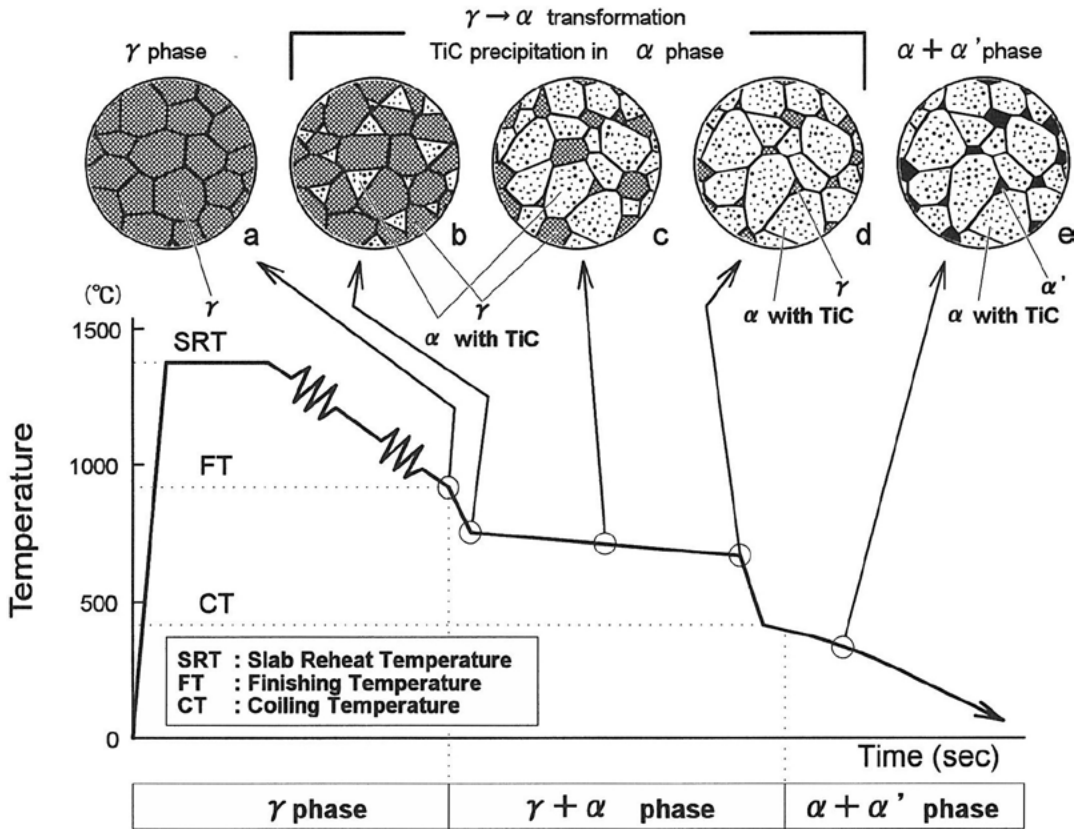


Fig. 7 Change of Micro-Structure in Hot Rolling Process

巻取り後、 M_s 点 ($\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態開始温度) に達すると C-rich な γ 相は α' 相に変態する (同 e)。

以上の変態過程を通じて、 α 相に TiC を析出させた DP 鋼板の製造を可能とするためには、制御圧延および制御冷却技術の確立と合わせて材料組成を適正化する必要がある。

C 量は、制御冷却工程での $\gamma + \alpha$ 共存領域において、 α 相中に TiC として消費される量と α 相から γ 相へ拡散する量 ($\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に必要な量) を確保できれば良い。また Si 量および Mn 量は、これらの元素が固溶強化に寄与すると同時に、Si には $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を促進する作用があることを利用して、 $\gamma + \alpha$ 共存状態そのものを安定化するために適正化する必要がある。

以上の考え方により、本開発では従来の強化機構とは異なり、特に伸びフランジ性の向上を目的とした新しい発想に基づく α 相析出強化型の複合組織強化技術について検討した。

(2) リム材料

素材の高強度化とリム溶接後のロールフォーミングに耐え得る成形性を両立させる課題について、以下の検討を行った。

まず素材の高強度化は単に引張強度を高めるだけでなく、路面の凹凸や障害物と衝突した際の変形を最小限に抑える必要があり、降伏点も極力高い方が良い。またリム溶接部の硬さ分布の適正化を図るためには、軟化抵抗の高い炭化物を析出させることが有効である。更に、タイヤを保持する溝を成形するフレアリング工程およびロールフォーミング工程では伸びフランジ性が要求されるので、結晶粒が微細なマトリックスとベイナイト主体の第 2 相からなるマイクロ組織を呈する鋼板が適している。

以上を踏まえ、リム材料の強化機構を析出強化とし、材料組成は、 C_{eq} を調整すると共にパーライト変態を抑制する Mn 添加量を高めた C-Mn 系を基本とした。また熱延条件の調整により第 2 相をベイナイト主体とし、C との親和力の強い炭化物形成元素を添加することを検討

討した。

引張強度と炭化物形成元素の添加量の関係¹⁾を Fig. 8 に示す。Nb は少量の添加での強度上昇率が高く材料の高強度化には効果的であるが、従来の 590MPa 級鋼板の添加量 0.05wt% で強度上昇が飽和しており、Nb 単独ではそれ以上添加しても強度上昇は望めない。また Ti や V の単独添加でも 780MPa までの高強度化は困難である。よって、従来の Nb に加え、経済的に有利な Ti を複合添加して析出強化の相乗効果を利用した。

Ti は酸素に対して強い親和力を有するためリム溶接時の突合わせ界面に Ti 酸化物として残存しやすく、また Ti 酸化物は非常に脆いため、これを起点としたペネ

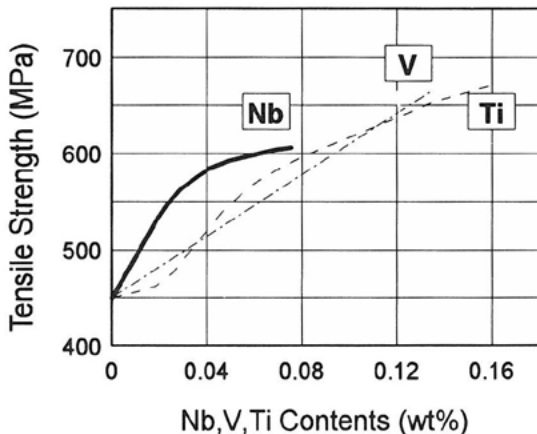


Fig. 8 Effect of Elements Forming Carbides refer to Precipitation Strengthening

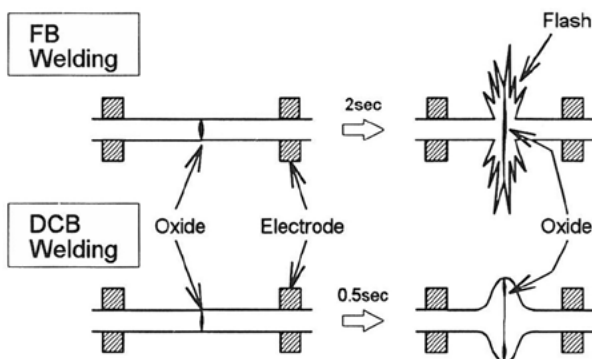


Fig. 9 Influence of Welding Method on Remained Oxide

トレータ割れの発生が懸念される。従って、Ti 添加材のリム溶接方法としては Ti 酸化物の溶接界面への残存を抑えられる方法が適している。すなわち、リム溶接時間を極力短くして酸化物の生成を抑えると共に強い突合わせ加圧力で溶接界面の酸化物を後の工程で除去されるサードリップ (溶接ビード) に排除すれば良い。

リム溶接方法としては、一般に FB (Flash Butt) 溶接が採用されており、またフラッシュの飛散がなく、溶接時の騒音も少なく作業環境の面で優れ、かつ生産率的にも有利な DCB (Direct Current Butt) 溶接も採用されている。

FB 溶接と DCB 溶接の原理図を Fig. 9 に示す。FB 溶接では入熱量が大きく、またフラッシュ工程での溶接界面は短絡と溶融飛散が繰り返され、大気中の酸素の供給を受けるので Ti 添加鋼板では Ti 酸化物が形成されやすい。一方、DCB 溶接では入熱量が小さく、また加熱初期に形成される酸化物は、溶接ビードへ流動し内部に残存しないため、ペネトレータ割れの防止効果が期待できる。以上より、リム溶接方法を DCB 溶接とした。

次に、リム溶接部の硬さ分布を適正化するための C_{eq} について検討する。従来から用いられてきたリム溶接に対する C_{eq} は次式で示される。

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{15} + \frac{Mn}{5} + 7 \cdot Nb(1 - 10 \cdot C) + 1.3 \cdot Ti(1 - 5 \cdot C) \quad \dots (2)$$

また H_{max} (リム溶接部の最高硬さ) は次の経験式で示される。

$$H_{max} = C_{eq} \times 331 + 78 \text{ (HV)} \quad \dots (3)$$

H_{max} が 350HV を越えるとフレアリング工程やロールフォーミング工程での成形割れ等の不具合が生じるため、これ以下になる様に C_{eq} を調整する必要がある。一方、HAZ の軟化は溶接熱により炭化物が解離し、溶接後の冷却時に十分な析出が起こらない場合に生じる。この場合にはベイナイト変態による組織強化を利用するのが有効であり、Mn や炭化物形成元素等の添加量を調整すれば良い。

以上の考え方により、本開発では炭化物形成元素の選定および添加量の適正化を図り、溶接部の過大な硬化や HAZ の軟化を防止することを目的として Nb と Ti を同時に添加した複合析出強化鋼板とすることを検討した。

4. 780MPa 級ホイール材料の 試作結果と考察

4.1. ディスク材料の特性

(1) 材料組成とマイクロ組織

試作材の化学成分を Table 1 に示す。590MPa 級ディスク材料と比較すると、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に必要な C および TiC として消費される C を確保するために C 量を増やし、 $\gamma + \alpha$ の 2 相状態を安定化させるために Si と Mn を増加した。 α 相を析出強化するため新たに Ti を添加し、また C 量を増加したので強度調整のために Cr はフリーとした。

次に、590MPa 級ディスク材料および本開発材である α 相析出強化型 DP 系 780MPa 級鋼板のマイクロ組織を Fig. 10 に示す。開発材の α 相を拡大すると、Fig. 11 に示すように微細に分散析出した TiC が規則的に並んでいる様子が確認できる。これは前述の熱間圧延工程でのマイクロ組織制御により、 α 相の析出と同時に TiC の析出が起きていることを裏付けている。

(2) 機械的性質と孔抜け性

機械的性質を Table 2 に示す。780MPa 級の DP 鋼板（比較用試作材）および開発材はいずれも析出強化鋼板と比較して低い降伏比（YS/TS = 0.59, 0.76）を示している。開発材の降伏比が DP 鋼板より高い値を示しているが、これは α 相を析出強化した影響であると考えられる。また開発材の伸びは 780MPa 級 DP 鋼板と同等の値を示している。

次に、孔抜け性について孔抜け試験結果を Fig. 12 に示す。DP 型では 590MPa $\rightarrow$ 780MPa の高強度化により孔抜け率（Hole Expanding Ratio）が 60% から 20% まで低下する。しかし、本開発材では量産製造ラインでの孔抜け率に対して十分余裕を持った 40% の良好な孔抜け率を得た。

(3) 疲労強度

平面曲げ疲労試験結果を Fig. 13 に示す。590MPa 級 DP 鋼板と比較して、開発材では約 20% 高い疲労強度が得られており、DP 鋼板と同等の良好な耐疲労特性を確保できた。

Table 1 Chemical Composition of Disc Materials

	(wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti
Dual-Phase 590MPa	0.06	0.96	1.36	0.010	0.0020	0.99	-
Dual-Phase 780MPa	0.11	1.48	1.49	0.013	0.0010	0.98	-
Developed 780MPa	0.08	1.49	1.75	0.014	0.0006	-	0.097

Table 2 Mechanical Properties of Disc Materials

	Yield Strength YS (MPa)	Tensile Strength TS (MPa)	Elongation El (%)	YS/TS
Dual-Phase 590MPa	370	610	32	0.61
Dual-Phase 780MPa	473	808	22	0.59
Developed 780MPa	630	833	22	0.76

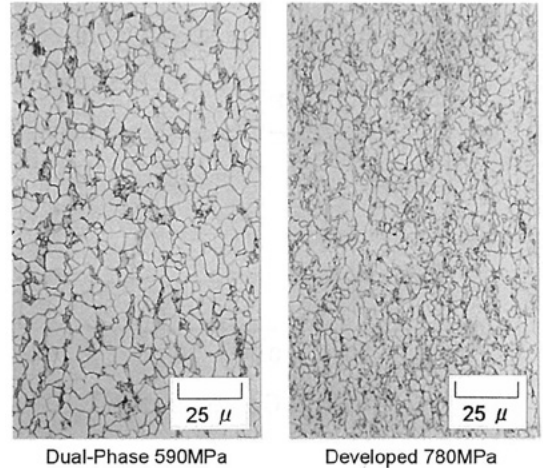


Fig. 10 Micro-Structure of Disc Materials

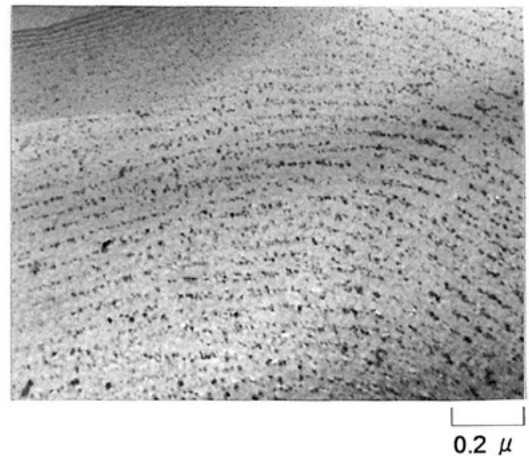


Fig. 11 TiC Precipitation in Ferrite Phase

Table 3 Chemical Composition of Rim Materials

	(wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti
Conventional 590MPa	0.08	0.10	1.45	0.015	0.003	0.045	-
Developed 780MPa	0.09	0.06	1.72	0.008	0.001	0.050	0.15

Table 4 Mechanical Properties of Rim Materials

	Yield Strength YS (MPa)	Tensile Strength TS (MPa)	Elongation El (%)	YS/TS
Conventional 590MPa	530	608	26	0.87
Developed 780MPa	755	785	22	0.96

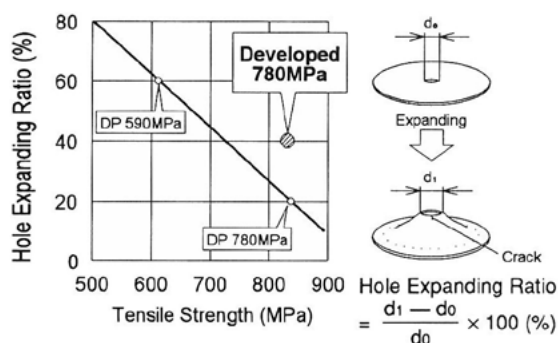


Fig. 12 Hole Expanding Ratio of Disc Materials

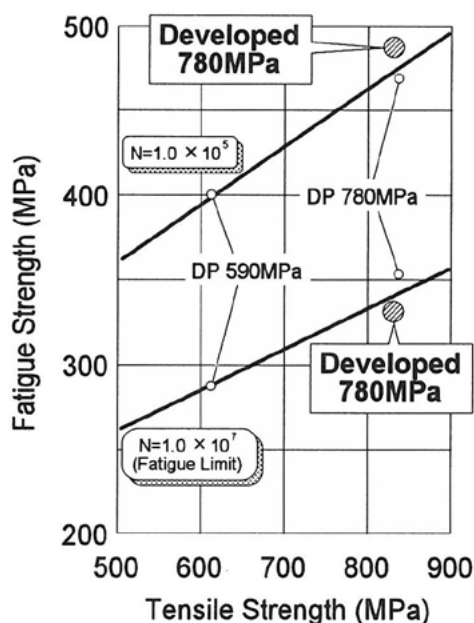


Fig. 13 Fatigue Strength of Disc Materials

4.2. リム材料の特性

(1) 材料組成とマイクロ組織

化学成分を Table 3 に示す。従来使用の 590MPa 級鋼板と比較して、第 2 相をベイナイト主体として組織強化すること、NbC や TiC として析出させることおよび Ceq の調整のために C 量と Mn 量を増加した。

次に、マイクロ組織を Fig. 14 に示す。590MPa 級の Nb 添加析出強化鋼板では、DP 鋼板と比較して結晶粒の細かい α 相と、ベイナイト相を主体とした第 2 相から構成されている。780MPa 級 Nb-Ti 複合添加析出強化鋼板の開発材では更に結晶粒が細かくなっている。

(2) 機械的性質

機械的性質を Table 4 に示す。開発材は 590MPa 級鋼板の降伏比 (YS/TS = 0.87) より高い値 (0.96) を示している。これは、Nb と Ti の複合添加による析出強化鋼板の特性が強調されたものとする。

(3) リム溶接部の硬さ分布とフレアリング性

開発材を用いて量産製造ラインにおいて DCB 溶接を行い、硬さ分布の測定とフレアリング試験を実施した。DCB 溶接部の硬さ分布を Fig. 15 に示す。溶接部最高硬さは 330HV であり、また HAZ の軟化は認められず、狙い通りの結果を得た。

フレアリング試験結果を Fig. 16 に示す。開発材では量産製造ラインで要求されるフレアリング率に対して十分余裕を持った 27% のフレアリング率を得た。これは溶接部の硬さ分布の適正化による効果と考える。

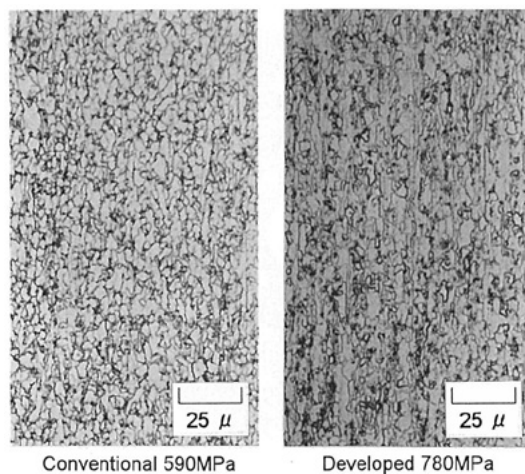


Fig. 14 Micro-Structure of Rim Materials

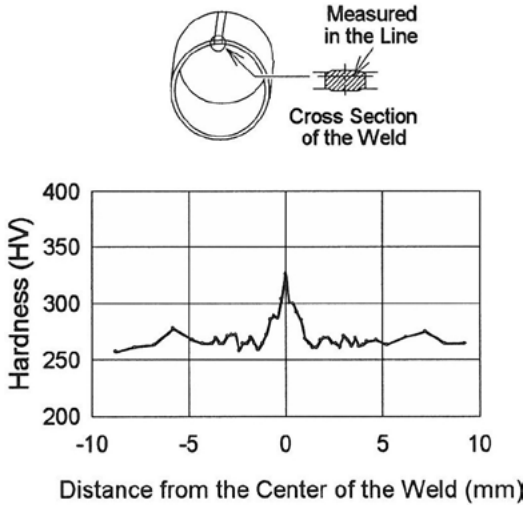


Fig. 15 Hardness Distribution of DCB Weld Cross Section

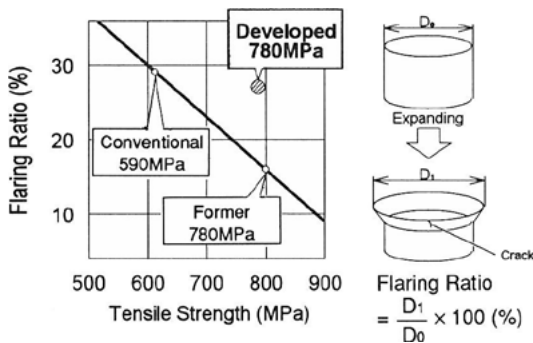


Fig. 16 Flaring Ratio of Rim Materials



Fig. 17 Appearance of Newly Developed Wheel

5. 開発材のスチールホイールへの適用

5.1. スチールホイールの試作

従来板厚の開発材を用いた量産製造ラインでの試作の結果、Fig. 17 に示すとおり、所定の形状へ成形が可能であることが確認できた。従って開発材は高強度化を達成した上で、製造上要求される成形性の確保が可能であると判断した。

5.2. スチールホイール形状の最適化

(1) 板厚設定の考え方

ディスクの板厚はスチールホイールに要求される耐久強度によって決定される。従って、ディスクの形状が同一の場合には、疲労強度の高い材料を採用することにより板厚を薄くすることが可能である。ここで、形状が同一の場合に、ディスク板厚と素材の疲労強度の関係は、経験的に次式で示される。

$$\frac{\sigma_{WD}}{\sigma_{WC}} = \left(\frac{t_C}{t_D} \right)^p \quad \dots\dots (4)$$

$$\therefore t_D = t_C \cdot \left(\frac{\sigma_{WC}}{\sigma_{WD}} \right)^{\frac{1}{p}} \quad \dots\dots (5)$$

σ_{WD} : 開発材の疲労強度

σ_{WC} : 従来材の疲労強度

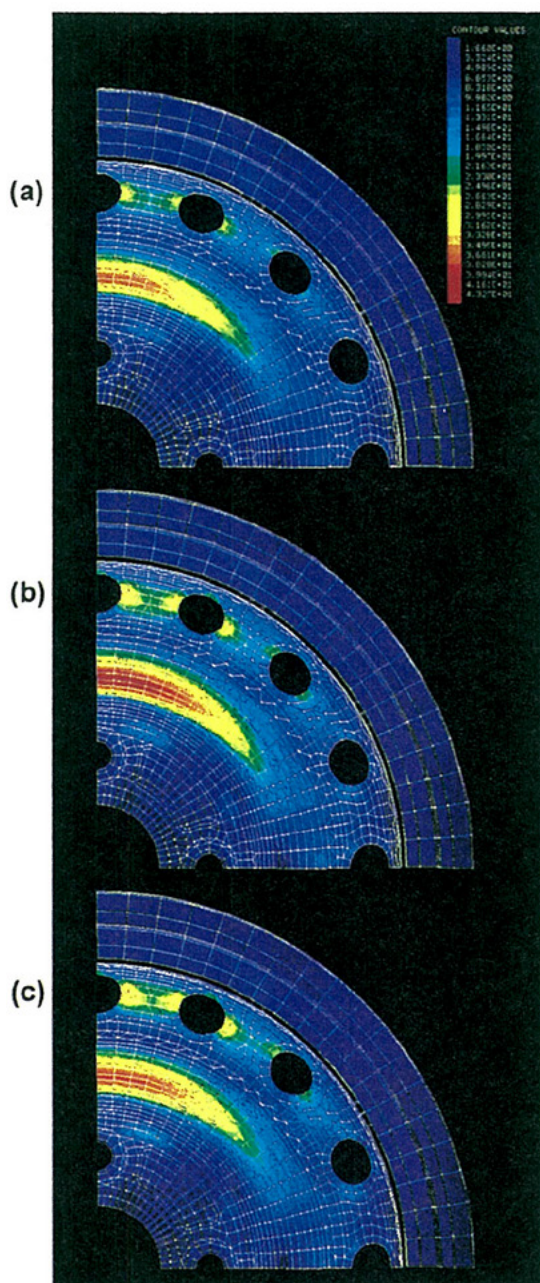
t_D : 開発材の板厚

t_C : 従来材の板厚

p : 定数 ($p > 0$)

(5)式より、板厚 3.2mm の 590MPa 級鋼板を使用しているディスクは、780MPa 級の開発材を採用すれば板厚 2.9mm まで薄くできると予測される。

リムについては、タイヤが路面の凹凸あるいは障害物に衝突した場合にリムが大きく変形して急激なエア洩れを起こさない特性を要求される。このような大変形に対する衝撃変形強度 P_c は、素材の板厚と降伏強度によって決定され、経験的に次式で示される。



(a) Conventional Shape (Disc $t=3.2\text{mm}$)
 (b) Conventional Shape (Disc $t=2.9\text{mm}$)
 (c) Optimum Shape (Disc $t=2.9\text{mm}$)

Fig. 18 Stress Distribution

$$P_c = k \cdot \sigma_y^m \cdot t^n \quad \dots\dots (6)$$

k : 係数

σ_y : 降伏強度

t : 板厚

m, n : 定数 ($m, n > 0$)

従って、降伏強度の高い材料を採用することによって次式を満足する範囲まで板厚を薄くすることが可能になる。

$$\sigma_{yD}^m \cdot t_D^n \geq \sigma_{yC}^m \cdot t_C^n \quad \dots\dots (7)$$

$$\therefore t_D \geq t_C \cdot \left(\frac{\sigma_{yC}}{\sigma_{yD}} \right)^{\frac{m}{n}} \quad \dots\dots (8)$$

σ_{yD} : 開発材の降伏強度

σ_{yC} : 従来材の降伏強度

t_D : 開発材の板厚

t_C : 従来材の板厚

すなわち、板厚 2.6mm の 590MPa 級鋼板を使用していたリムは、780MPa 級開発材を採用すれば 2.4mm まで薄くできると予測される。

(2) ディスクの形状検討

特にディスクにおいては、素材の高強度化により薄肉化した場合、外部入力に応じてディスク表裏面に発生する応力分布が変化する。従って、薄肉化に適した形状を検討する必要がある。

本開発では、FEM 解析の手法を用いて、応力集中を緩和できる形状を見だし、ディスク断面形状の適正化を図った。FEM 解析の結果を Fig. 18 に示す。(a) は従来ホイールに回転曲げ入力の場合の表面応力である。従来ホイール (従来形状) の板厚を 3.2mm から 2.9mm まで薄くすると、(b) のように応力集中が顕著になる。そこで、ディスク断面形状 (曲率等) の適正化について検討し、(c) のように応力集中が緩和できた。その結果、重量として従来スチールホイール比較で 10% の軽量化を達成した。

5.3. スチールホイールの性能

材料の高強度化と合わせてディスク断面形状を適正化した開発ホイールを用い、部品としての機能が得られてい

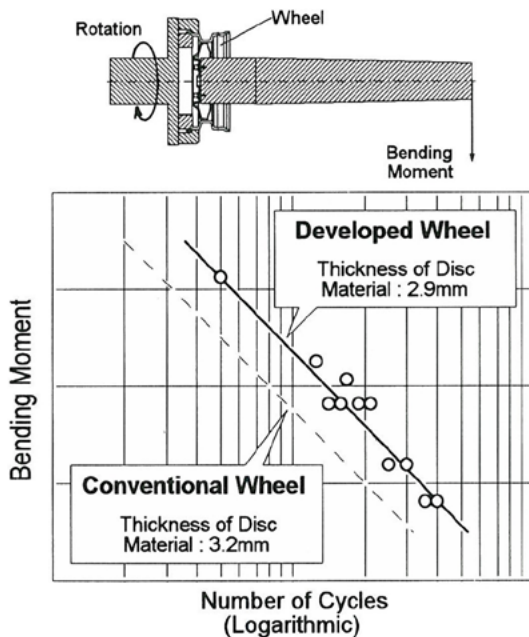


Fig. 19 Result of Cornering Bending Endurance Test

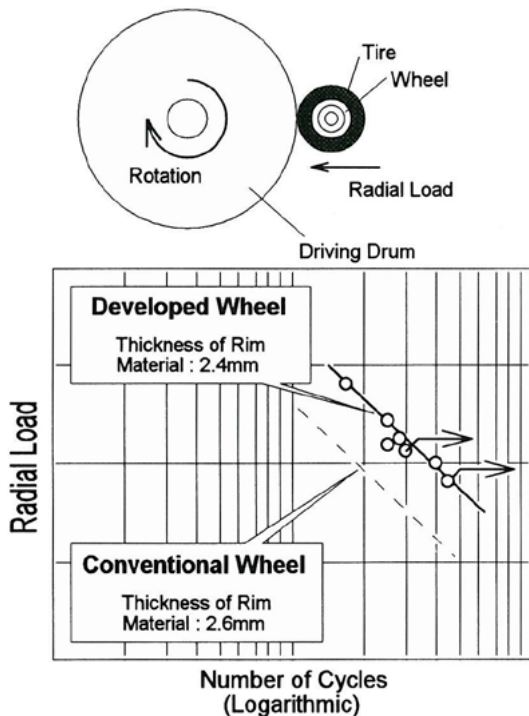


Fig. 20 Result of Radial Load Endurance Test

るかを確かめるために、各種の性能テストを実施した。

ディスクの耐久性を評価するための回転曲げ耐久試験結果を Fig. 19 に、またリムの耐久性を評価するための半径方向負荷耐久試験結果を Fig. 20 に示す。いずれのテスト結果も、従来ホイールと同等以上の耐久信頼性を有することが実証できた。また、完成車としての商品性ならびに耐久信頼性の各種テストも実施した結果、全ての性能を満足し、適合性が証明された。

6. まとめ

車体のばね下重量低減が可能な軽量スチールホイールを開発した。その技術内容の概要を以下に示す。

- (1) ディスク用 780MPa 級開発材は、フェライト・マルテンサイト複合組織を基本に、軟質なフェライト相を TiC で析出強化して伸びフランジ性を向上させた C-Si-Mn-Ti 系の高張力熱延鋼板である。
- (2) リム用 780MPa 級開発材は、NbC および TiC での析出強化の相乗効果を利用し、溶接部の硬さ分布を適正化するために C_{eq} を調整した C-Mn-Nb-Ti 系の高張力熱延鋼板である。
- (3) 従来の 590MPa 級ホイール材に対し、30% 高強度化した 780MPa 級高張力鋼板の採用と最適形状との組み合わせにより、約 10% の軽量化を実現した。

謝 辞

本開発にあたって多大な御協力を頂いた川崎製鉄(株)、金井車輪工業(株)、その他社内外の多くの関係者の方々に深く感謝の意を表します。

参考文献

- 1) Lutz Meyer, Friedrich Heisterkamp, Wolfgang Mueschenborn: Columbium, Titanium, and Vanadium in Normalized, Thermomechanically Treated and Cold-Rolled Steels, micro Alloying 75, (1975), 130

■著 者■



町 田 功



成 田 正 幸



呉 浦 良 太



森 下 洋 行



吉 村 泰 律



板 倉 克 典