

オートバイブレーキディスク用低(C+N)-13%Cr マルテンサイト系ステンレス鋼, River Lite 410 DB の開発*1

川崎製鉄技報
15(1983)4, 266-272

吉岡 啓一*2 鈴木 重治*3 石田 文良*4 堀内 雅義*5 小林 真*6

Low (C+N)-13% Cr Martensitic Stainless Steel, River Lite 410 DB, for Brake Disk of Motor Cycle

Keiichi Yoshioka, Shigeharu Suzuki, Bunryo Ishida, Masayoshi Horiuchi, Makoto Kobayashi

要旨

オートバイのブレーキディスクの素材として現在中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼が使用されているが、オートバイメーカーでのブレーキディスクの製造時の熱処理工程で厳密な焼入熱処理管理が必要であることおよび焼戻に伴う耐食性の低下等の工程上および品質上の問題点がある。ここで開発した R410DB は中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼の上記の欠点を改善し、Mn の添加により高温でのオーステナイト単相温度範囲を拡大しそして焼入によって形成されるマルテンサイトの硬度を (C+N) 量のコントロールにより制御した新しい低 (C+N) 13Cr 鋼である。R410DB は焼入熱処理条件を厳しく管理せずとも焼入のみで要求される硬度を得ることができ、じん性と耐錆性に優れた特徴を有する。

Synopsis:

Medium carbon martensitic stainless steels were used as a material for the brake disk of motor cycles. These steels, however, showed some shortcomings during heat treatment of the disk, such as the necessity of strict control over the quenching conditions and deterioration of corrosion resistance as a result of tempering.

River Lite 410DB, newly developed for solving the above-mentioned problems, is characterized by high Mn content and an adequate low level of (C+N) content. High Mn content is aimed at enlarging the temperature range in which a fully austenitic structure exists at the quench temperature, and the control of (C+N) content ensures suitable hardness of martensite formed by quenching. The steel acquires hardness suitable for making the brake disk by quenching only and without strict control over the heat treatment conditions, and is superior in toughness and corrosion resistance to conventional steels.

1. はじめに

オートバイのブレーキディスクは耐摩耗性と耐錆性が要求され、SUS429J₁ (16% Cr-0.3% C), SUS 420 J₁ (13% Cr-0.2% C) および SUS 420 J₂ (13% Cr-0.3% C) の中炭素マルテンサイト系ステンレス熱延鋼板が使用されており、各オートバイメーカーではこれらの素材に高周波短時間加熱後の水冷金型によるプレス焼入あるいはその後の焼戻を行いディスクを製造している。ディスクの耐摩耗性は硬度が高くなるに従い向上するが、硬すぎるとブレーキ制動時にブレーキ鳴きが生ずるので、ブレーキディスクの硬度はメーカーによっても多少異なるが H_{RC}(35±3) に管理されている。

焼入のみでのブレーキディスクの製造は SUS429J₁ を用いて一部行われているが、硬度の焼入温度依存性が大きい材料質および熱処理の厳しい管理を行わねばならず、オートバイメーカーでの工程上の大きな問題点となっている。

また SUS420 J₁ および SUS420 J₂ では焼入硬度の焼入温度依存性が極めて大きい材料質のため焼戻が必要であり、工程上の煩雑さおよびコストアップに加えて焼戻に伴う Cr 炭窒化物の周囲の Cr 欠乏層の形成による耐錆性の低下が問題となる。したがっ

て、焼入のみでブレーキディスクに要求される特性を容易に得ることができる鋼の開発は極めて有意義である。

筆者らは、従来の中炭素ステンレス鋼の上記の欠点を改善し、熱処理条件を厳しく管理せずとも焼入のみで所定の硬度を得ることができ、しかもじん性と耐錆性に優れたオートバイのブレーキディスク用低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼を開発した。この材料は現在オートバイブレーキディスクに主として使用されているが、その他の耐摩耗性が要求される用途へも適用できると考えられる。

まず、R410DB の開発に至った実験室的検討経過について述べ、次に R410DB の特徴を紹介する。

2. 小型鋼塊を用いての実験室的検討

2.1 開発指針

マルテンサイト系ステンレス鋼は、一般に高温 (800°~850°C 以上) でオーステナイト相が出現し、熱処理温度が 1050°C 以下では温度が高くなるに従いオーステナイトの相比率が増大し、化学成分によってはオーステナイト単相温度領域が出現する¹⁾。

*1 昭和58年5月25日原稿受付

*2 技術研究所第2研究部特殊鋼研究室主任研究員 (課長補)・工博

*3 技術研究所第2研究部特殊鋼研究室室長 (部長補)

*4 技術本部電磁・ステンレス技術部技術サービス室主査 (部長補)

*5 技術本部電磁・ステンレス技術部技術サービス室主査 (課長)

*6 千葉製鉄所管理部熱延管理室主査 (掛長)

このようなオーステナイト相は焼入によってマルテンサイトに変態し硬化する。したがって、焼入硬度は焼入マルテンサイトそのものの硬度とマルテンサイト量に関係すると考えられる。そこで、広い温度範囲から焼入れても所定のかつ一定の硬度を容易に得るために、安価なオーステナイト形成元素であるMnを添加してオーステナイト単相温度領域の拡大を計り、その後の焼入で形成されるマルテンサイトの硬度を(C+N)量で制御することを開発の指針とし、13Cr鋼の焼入材の諸特性におよぼす(C+N)およびMn量の影響を調べた。

2・2 供試材および実験方法

供試材は真空高周波炉溶製の30 kg鋼塊でありその化学組成をTable 1に示す。すなわち、12.5Cr-0.01~0.015% Nを基本成分とし、Mnを1%と1.5%の2水準にして、C量を0.045~0.081%に変化させた。これらの鋼塊に熱間圧延および熱処理(725°C×30 min)を施し、6 mm厚の熱延焼鈍板とし

た。次にこの板を電気炉で750~1050°Cで10 min保持し、その後油焼入により30°C/sの速度で冷却した。また一方、熱サイクル再現装置を用い、高周波加熱により900~1050°Cの温度域で15/4 sの短時間保持を行い5~30°C/sの範囲で冷却速度を変化させた。このように熱処理を施した板について硬度測定、ミクロ組織観察、シャルピー試験、塩水噴霧試験および摩耗試験を行った。摩耗試験としては大越式摩耗試験²⁾を用いた。また比較のためSUS 410, SUS 420 J₁およびSUS 429 J₁ 6 mm厚の商用材を用い、上記の試験に供した。

2・3 焼入硬度におよぼす(C+N)量と焼入温度の影響

850~1050°Cの各温度で10 minあるいは15 s保持後30°C/sで冷却した場合の板の硬度とC量との関係をFig. 1に示す。10 mm保持の場合、焼入温度が高くなるに従い硬度は増加するが、Mn含有量の大小によらず900~1050°Cの焼入温度範囲ではほぼ

Table 1 Chemical compositions of specimens (wt %)

	C	N	Si	Mn	P	S	Cr	C+N
12.5Cr -1Mn	0.045	0.014	0.16	1.03	0.023	0.005	12.55	0.059
	0.058	0.011	0.15	1.03	0.024	0.005	12.46	0.069
	0.081	0.010	0.15	1.02	0.023	0.005	12.43	0.091
12.5Cr -1.5Mn	0.045	0.015	0.16	1.53	0.023	0.005	12.46	0.060
	0.058	0.012	0.15	1.53	0.024	0.005	12.40	0.070
	0.081	0.011	0.15	1.53	0.022	0.005	12.41	0.092

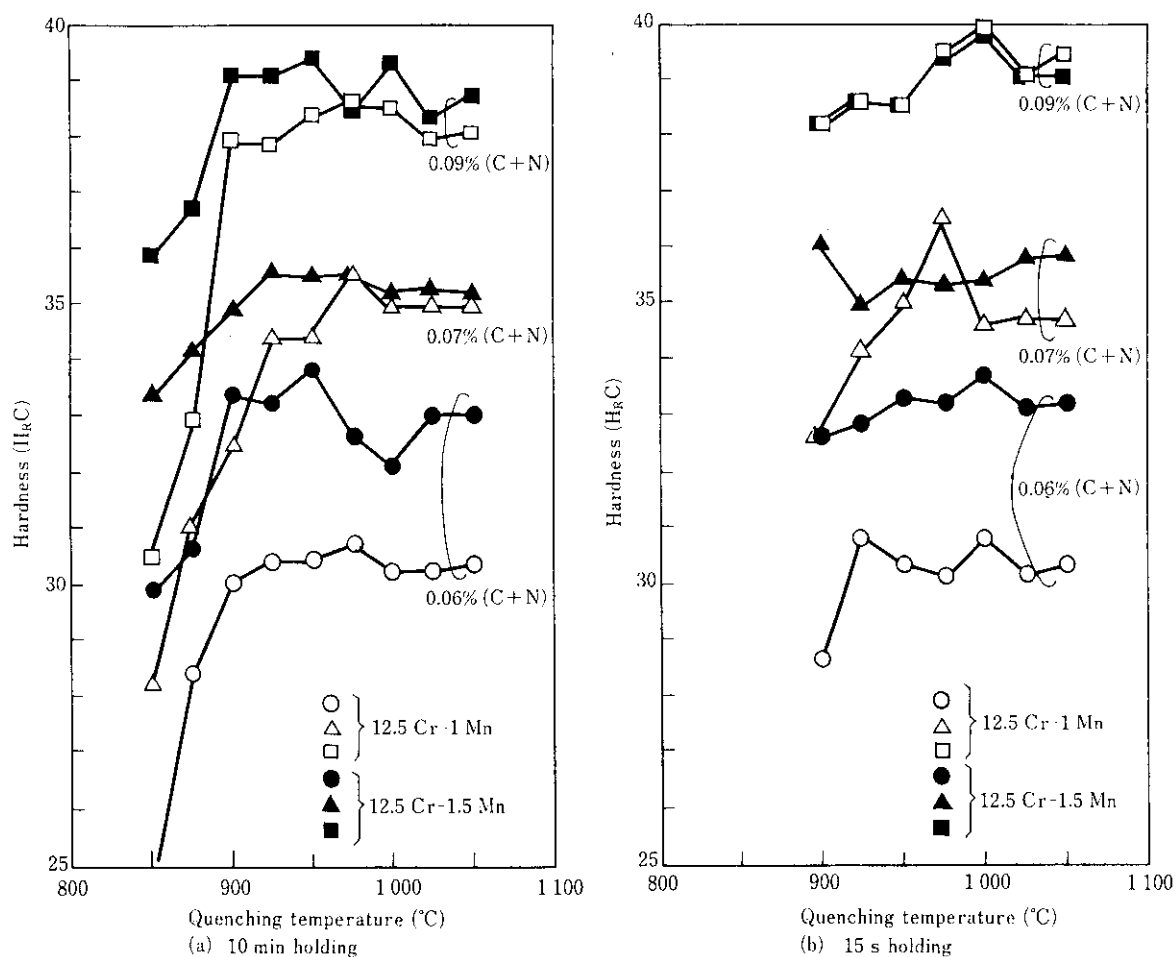


Fig. 1 Effect of (C+N) contents and quenching temperature on hardness (Cooling rate : 30°C/s)

一定の値になる。そして、この値は(C+N)量が増加するに従い増大する。一方、15 s保持では、12.5Cr-1 Mn鋼の場合925°C以上の温度範囲で焼入硬度がほぼ一定になるのに対し、12.5Cr-1.5Mn鋼の場合では900°C以上で硬度が一定になり焼入可能温度範囲が拡大する。

以上の結果を基に925°~1 050°Cの温度範囲からの焼入硬度を(C+N)量で整理した結果をFig. 2に示す。焼入硬度と(C+N)量との関係は加熱保持時間の長短によらずほぼ同一であり、12.5Cr-1 Mn鋼の場合(C+N)量が600 ppm程度に低くなると急激に焼入硬度が低くなるのに対し、12.5Cr-1.5Mn鋼の場合このような低下は見られず、焼入硬度と(C+N)量は直線的な関係にある。Photo. 1に1 000°C×15 s保持後30°C/sで冷却した場合のミクロ組織を示す。12.5Cr-1 Mn鋼の場合、高(C+N)鋼の焼入組織はほぼマルテンサイト単相組織となるのに対し、低(C+N)鋼ではマルテンサイトの他にフェライト相がかなり出現することがわかる。したがって、12.5Cr-1 Mn鋼での焼入硬度の(C+N)量依存性が低(C+N)域で直線関係でなくなる原因はフェライト相の出現に起因すると考えられる。

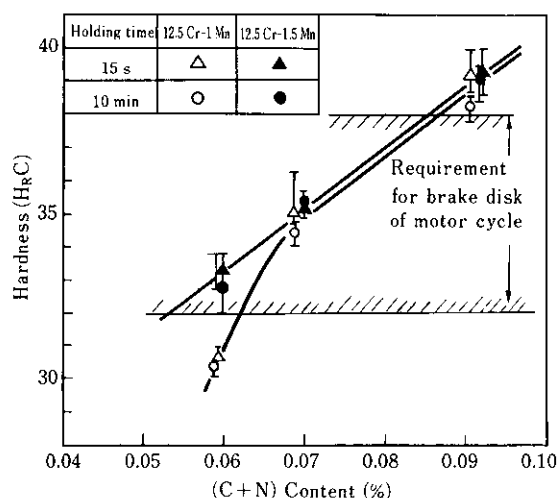


Fig. 2 Relation between (C+N) content and hardness obtained by quenching from 925°~1 050°C (Cooling rate : 30°C/s)

一方、12.5Cr-1.5Mn鋼の場合(C+N)量の大小によらずほぼ100%のマルテンサイト組織が得られる。

このように925°~1 050°Cの温度域からの焼入によってHRC (35±3)の硬度を得るに必要な(C+N)量はMn含有量の大小によって異なり、Mn含有量の増大とともに許容(C+N)範囲が増大する。したがって製鋼工程の見地から考えると、許容(C+N)量の範囲が広い1.5Mn鋼の方が製造に有利であることは明らかである。

Fig. 3に12.5Cr-1.5Cr-0.07 (C+N)鋼の焼入硬度の焼入温度依存性をSUS429 J₁, SUS 420 J₁およびSUS 410のそれらと

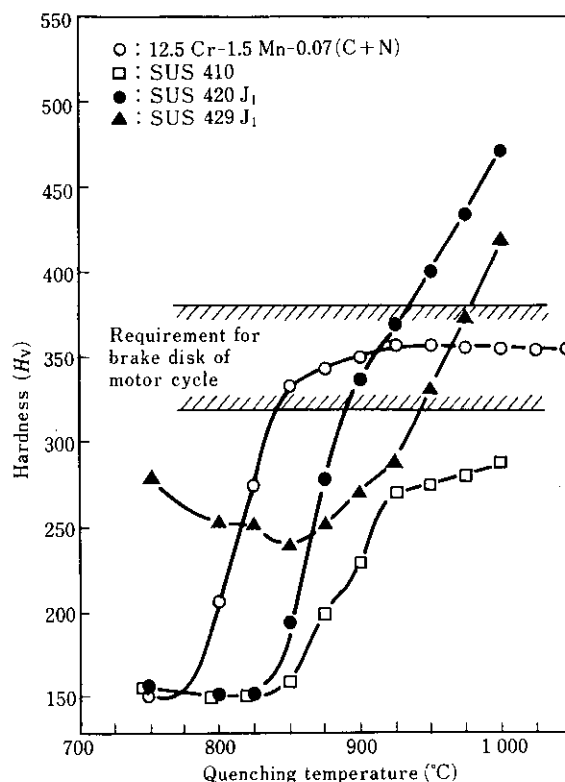
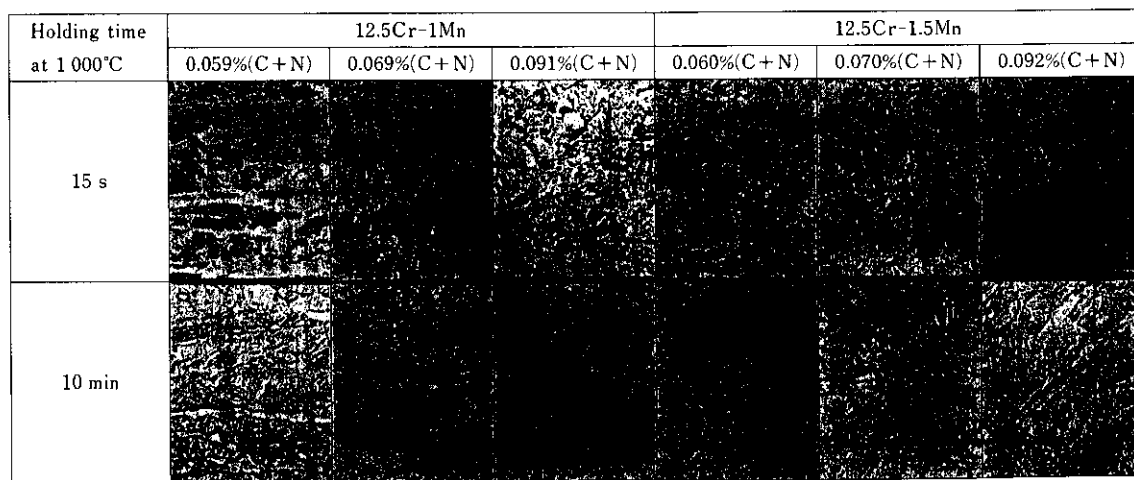


Fig. 3 Relation between hardness and quenching temperature (Holding time : 10 min, cooling rate : 30°C/s)



25 μm

Photo. 1 Microstructure of plates quenched at the cooling rate of 30°C/s after heat treatment at 1 000°C for 10 min

比較した結果を示す。HCS 16およびSUS 420 J₁の焼入硬度は焼入温度依存性が大きく、焼入のみで目標硬度を得ることは極めて難しく、またSUS 410では目標硬度を得ることができないのに対し、12.5Cr-1.5Mn-0.07(C+N)鋼では900°~1100°Cの温度範囲で焼入硬度は一定であり目標硬度が得られる。

2・4 焼入硬度におよぼす冷却速度の影響

950°C×15 s保持後の冷却速度と硬度との関係をFig. 4に示す。一般に冷却速度が小さくなると硬度が減少する傾向にあるが、12.5Cr-1 Mn鋼ではその傾向が顕著であるのに対し、12.5Cr-1.5Mn鋼では10°~30°C/sの冷却速度範囲で硬度の変化は極めて小さい。このように、Mn含有量とともに焼入硬度の冷却速度依存性が小さくなる原因については現在はっきりしないが、Mn量の大小および冷却速度の差異によるミクロ組織の変化が認められなかったことからおそらくMnは焼入時の冷却過程の600°~700°C間でのオーステナイト相中のクロム炭化物の析出を抑制するのではないかと考えられる。

2・5 焼入硬度の熱的安定性

Fig. 5に950°C×10 min保持後30°C/sの速度で冷却した12.5Cr-1.5Mn鋼を焼戻した場合の硬度変化を示す。約250°C付近でセメントイトの析出に起因して硬度がわずかに減少し、その減少量はC量とともに増大するが、(C+N)量が0.06%と低ければ500°Cまでの焼戻による硬度変化はほとんど生じない。また500°Cを越えると硬度は急激に減少するが、これはCr炭化物(M₇C₃)の析出に起因する。ディスクブレーキ制動時のディスク表面の温度上昇はせいぜい400°C程度と推定されるので、実際のブレーキディスクの仕様には十分耐えることができると考えられる。

2・6 耐摩耗性

大越式摩耗試験によって求めた比摩耗量 W_s と板面硬度(H_{RC})との関係をFig. 6に示す。図中にはSUS 420 J₁およびSUS

429 J₁の結果も記載しているが、耐摩耗性は鋼種による影響はなく、板面の硬度と直線的関係にあり硬度が高くなるに従い向上する。したがって、本実験材の低(C+N)鋼であっても板面の硬度を所定の値にすれば、耐摩耗性は従来の中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼のそれと何ら差がない。

2・7 機械的性質

850°~1000°Cの各温度に10 min保持後30°C/sの速度で冷

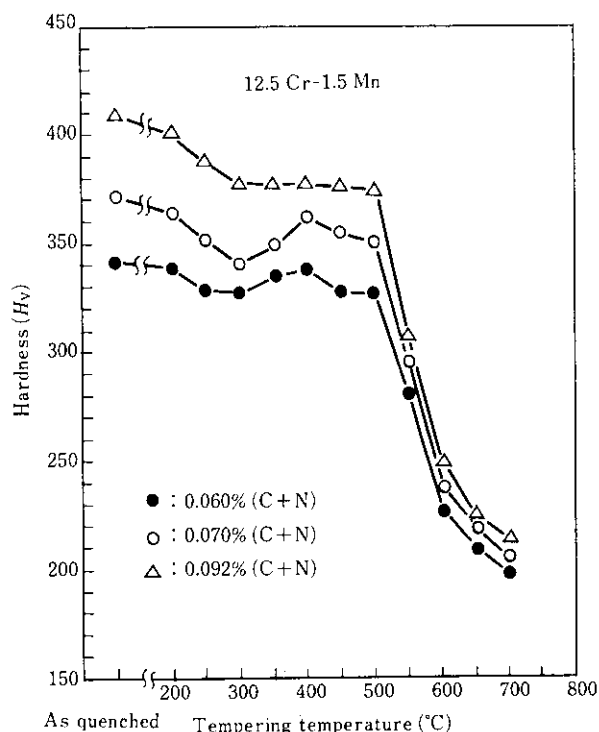


Fig. 5 Change in hardness by tempering for 30 min (Quenching condition : cooling rate of 30°C/s after heat treatment at 950°C for 10 min)

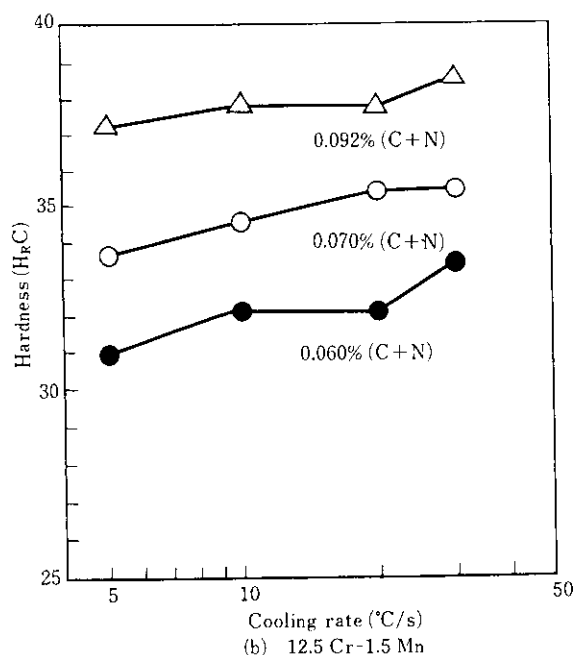
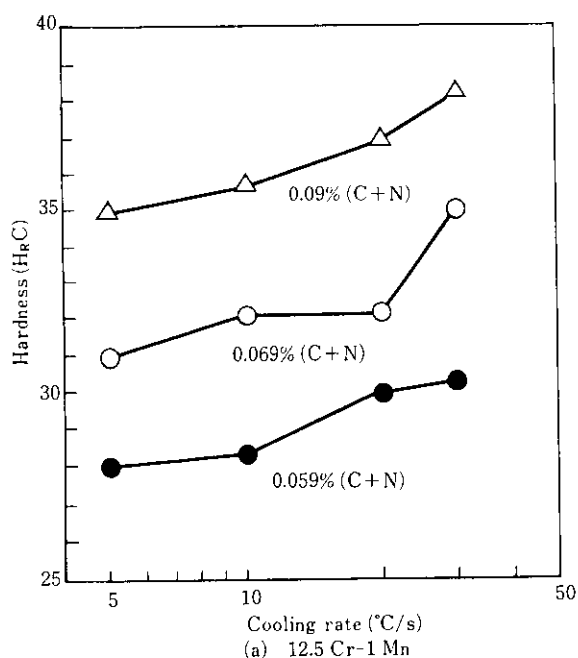


Fig. 4 Effect of cooling rate after heat treatment at 950°C for 10 min on quenching in hardness

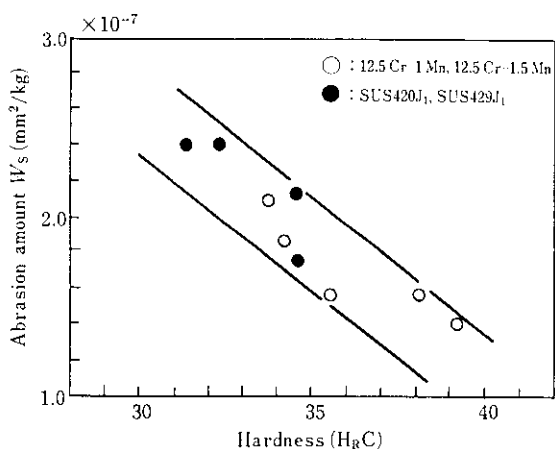


Fig. 6 Relation between wear resistance measured by Ogoshi type abrasion test and hardness

却した場合の20°Cでのシャルピー衝撃値を焼入焼戻熱処理により板面硬度を33 HRCに調整したSUS420 J₁の結果とともにFig. 7に示す。本低(C+N)鋼の衝撃値はMn含有量の大小によって影響を受けず、(C+N)量の増大および焼入温度の上昇とともに低下するが、SUS 420 J₁に比べるとそのじん性は著しく優れていることがわかる。焼入温度が高くなるに従いじん性が低下する原因は、焼入マルテンサイトの粗大化に起因するものと考えられる。しかし、実際のオートバイブレーキディスクの製造工程は高周波による短時間加熱なので焼入マルテンサイト組織は粗大化しにくく、したがってこの場合のじん性の低下はFig. 7の10 min保持の場合の結果に比べ少ないものと考え

られる。

Table 2は950°C×10 min保持したのち30°C/sで冷却した12.5Cr-1.5Mn-0.07 (C+N) 鋼(板面硬度 HRC 35)の機械的性質を910°C×10 min保持後30°C/sで冷却し板面硬度を HRC 32に調整したSUS 429 J₁の結果とともに示すが、12.5Cr-1.5Mn-0.07 (C+N) 鋼はSUS429 J₁に比べ延性に優れていることがわかる。

2・8 耐 錆 性

900°~1 000°Cの各温度に10 min 保持後30°C/sで冷却した板

Table 2 Mechanical properties of plates having the hardness within the specification of brake disk of motor cycle

	0.2% proof strength* (kgf/mm ²)	Tensile strength* (kgf/mm ²)	Elongation* (%)	Hardness (HRC)
R 410 DB**	92.8	112.1	19.1	35.1
SUS 429 J ₁ **	70.3	113.2	10.0	32.0

* JIS No.5 specimen, transverse to rolling direction

** R 410DB and SUS 429 J₁ were quenched at the cooling rate of 30°C/s after heat treatment for 10 min at 950°C and 910°C, respectively

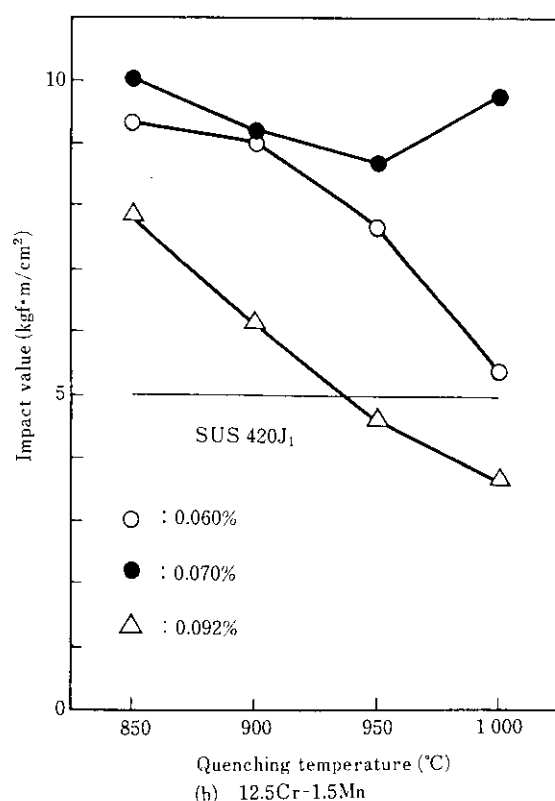
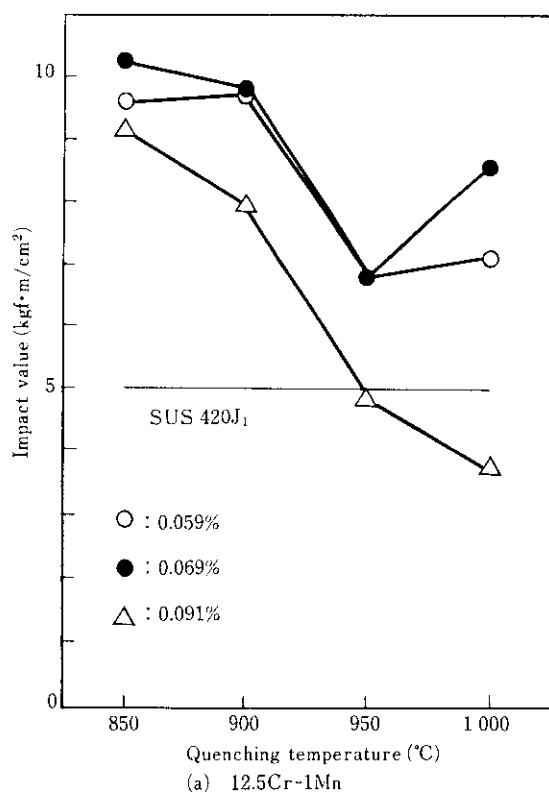


Fig. 7 Charpy impact value at 20°C for plates quenched at the cooling rate of 30°C/s after heat treatment at 850°~1 000°C for 10 min (JIS No.4 half sized specimens were used). The value of SUS420J₁ was also shown for comparison, where 420J₁ was quenched and tempered at the aim to obtain hardness of HRC 33)

について塩水噴霧試験を行ったが、焼入後の焼戻を施さないで12.5Cr-1 Mn および12.5Cr-1.5Mn 鋼ともに全く発錆せず、耐錆性によぼす (C+N) 量および焼入温度の影響は認められなかった。12.5Cr-1.5Mn 鋼を950°C×10 min 保持後冷却した場合の塩水噴霧試験片の外観を Photo. 2 に示す。

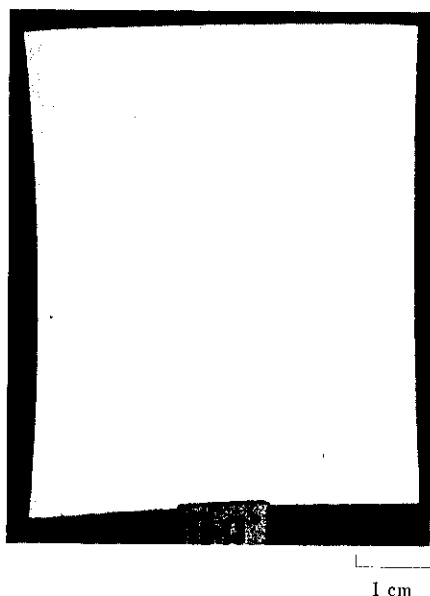


Photo. 2 Appearance of a salt spray test specimen quenched at the cooling rate of 30°C/s after heat treatment at 950°C for 10 min (Testing time: 24 h, #500 polishing)

3. R410DB について

3.1 化学成分および製造工程

前述の実験室的検討結果をもとに開発したオートバイブレーキディスクに適した低炭素マルテンサイト系ステンレス鋼, R410DB, の化学成分範囲および化学成分の1例を Table 3 に示す。R410DB の化学成分の特徴として, SUS 420 J₁ および SUS 420 J₂ に比べ (C+N) 量が低いこと, また Mn 含有量が高

いことが挙げられる。

Fig. 8 に R410DB の熱延板の代表的な製造工程を示す。

3.2 熱延焼鈍板の機械的性質

熱延焼鈍板の機械的性質は熱延後の熱処理条件によって大きく異なるが, Table 4 に R 410DB の熱延焼鈍板の機械的性質の1例を SUS 420 J₁ および SUS 429 J₁ の結果とともに示す。R410DB は SUS420 J₁ および SUS 429 J₁ に比べ延性およびじん性に優れていることがわかる。

3.3 ブレーキディスク製造時の焼入条件

Fig. 9 に熱サイクル再現装置を用い高周波短時間加熱における熱処理条件 (熱処理後30°C/s で冷却) と焼入硬度との関係を示す。900°C 以下での加熱あるいは925°C×5 s での短時間加熱で

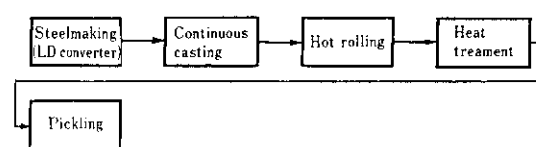


Fig. 8 Manufacturing process of R410DB hot rolled strip

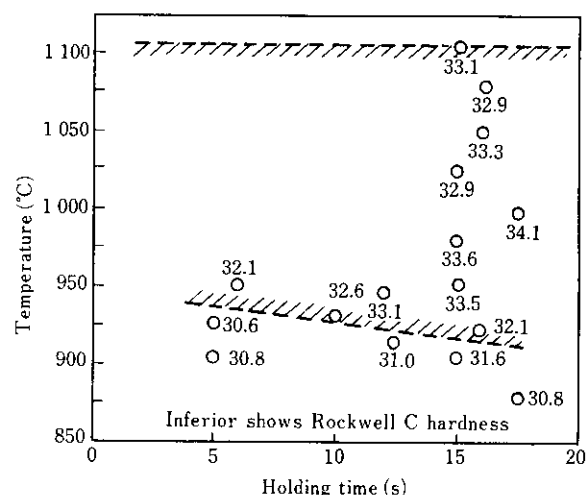


Fig. 9 Relation between quenching conditions and hardness of R 410 DB (Cooling rate : 30°C/s)

Table 3 Specification and a typical example of chemical composition of R 410 DB (wt %)

	C+N	Si	Mn	P	S	Cr
Specification	0.04~0.07	≤1.0	1.0~2.5	≤0.04	≤0.03	10~14.5
An example	0.07	0.35	1.5	0.030	0.006	12.5

Table 4 Mechanical properties of 6 mm thick hot plate

Steel	0.2 proof* strength (kgf/mm ²)	Tensile* strength (kgf/mm ²)	Elongation* (%)	Charpy impact value at R.T** (kgf·m/cm ²)
R 410 DB	20.9	43.8	30	10.0
SUS 420 J ₁	37.2	60.4	26	4.0
SUS 429 J ₁	42.3	68.1	24	3.0

* JIS No.5 specimen, transverse to rolling direction

** JIS No.4 half sized specimen, transverse to rolling direction

は粗大なフェライト粒が残存するため目標硬度を下回るが、925℃以上の温度で約10 s 以上加熱するとその焼入組織はほぼマルテンサイト単相組織となり、焼入硬度は目標硬度内でほぼ一定となる。ブレーキディスク製造における実際の高周波加熱は、Fig. 9 のような一定温度の保持ではなく単調上昇式であるが、単調上昇式であっても Fig. 9 の斜線領域での加熱により原理的に目標硬度が得られることを示している。このような熱処理を施して製造された R 410DB のブレーキディスクの外観の 1 例を Photo. 3 に示す。

Photo. 4 は表面硬度を 35 HRC に調整したブレーキディスクの塩水噴霧試験片の外観を示す。R 410DB の場合焼入のみで製造しているので発錆が認められないのに対し、SUS 420 J₁ の場

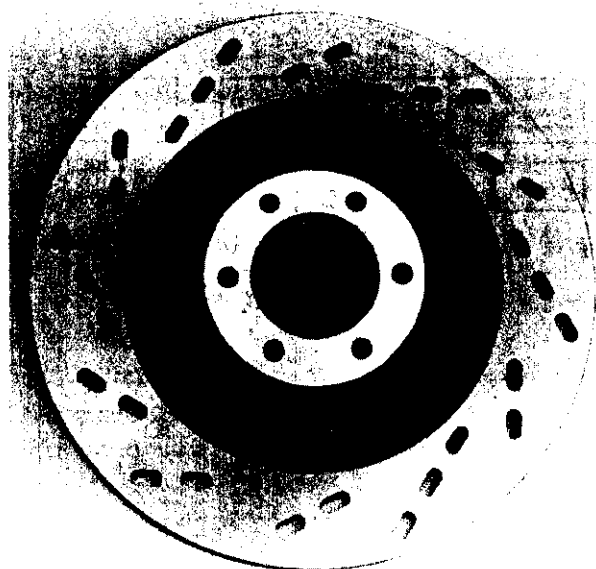


Photo. 3 An example of a brake disk of R 410 DB

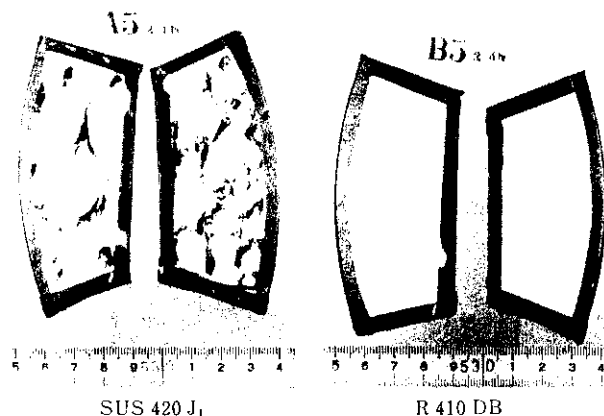


Photo. 4 Appearance of salt spray test specimens taken from brake disks of motorcycles (Testing time: 24 h, #500 polishing)

合焼入後の焼戻を行わなければならないので焼戻に伴う耐錆性の低下が著しい。

4. まとめ

オートバイのブレーキディスクの素材として、現在中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼が使用されているが、オートバイメーカーでブレーキディスクに成形加工する際厳密な焼入熱処理管理が必要であることおよび焼戻に伴う耐食性の低下等の工程上および品質上の問題点がある。ここで開発した R 410DB は上記の中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼の欠点をすべて解決した新しい高 Mn 低 C13Cr 鋼であり、焼入熱処理条件を厳しく管理せずとも焼入のみで所定の硬度を得ることができ、しかもじん性と耐錆性に優れている。

この材料は従来、中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼に焼入焼戻熱処理を施して使用している他の部材にも適しており、広い用途が期待される。

参考文献

- 1) 長谷川正義：「ステンレス便覧」，(1973)，40〔日刊工業新聞〕
- 2) 大越，佐田，水野：「じん速摩耗試験機の考察とそれによる摩耗

機構の検討」，精密機械，21 (1955) 107, 555