



UDC 669.14 : 629.113

自動車用特殊鋼の最近の動向 (1)

加藤 哲男*・阿部山尚三*²・上原 紀興*²

Recent Trends in Special Steels for Automobiles

Tetsuo KATO, Shozo ABEYAMA, and Norioki UYEHARA

1. 結 言

通産省等の統計では、特殊鋼は工具鋼・機械構造用鋼・ばね鋼・軸受鋼・ステンレス鋼・快削鋼・ピアノ線材・高抗張力鋼・高マンガン鋼等に分類され、特殊鋼粗鋼生産高は全粗鋼生産高のほぼ 11 ないし 15% を占める。いつばう、特殊鋼の消費を需要家別に見ると、自動車メーカーにおける消費が最も多く、自動車メーカーに直接納入される分量は特殊鋼全体の約 20%、ばねや軸受のように間接的に納入される鋼材を含めると 40% にも達する。Fig. 1 は近年の特殊鋼の種類別の生産量の変化を、自動車の生産量の変化と併せて示した図である¹⁾²⁾。特殊鋼の生産量は自動車の生産量の伸びと歩調を合わせて上昇しており、また特殊鋼の中でも主として自動車に使用される炭素鋼と合金鋼の生産量の伸びが著しいこと

が示されており、まさに近年の特殊鋼の発展は自動車に支えられてきたということができよう。

特殊鋼はクランク・シャフトやコネクティング・ロッドのようなエンジンの構造部品；エンジン・バルブなどの耐熱部品；ナックル・スピンドルのような車輪支持部品；トランスミッション、差動装置およびステアリング等の歯車；ばね；軸受等に使用される。これらはいずれも自動車の性能や安全に直接かかわる重要部品であるので、その素材である特殊鋼には高度の品質が要求される。とくに最近においては下記のような背景のもとに、自動車用特殊鋼の新材料・新技術の開発が活発に行われている。

(1) 排出ガス規制：1966 年(昭和 41 年)の CO ガス規制に始まり、1978 年の NO_x 規制に至る間の日本の排出ガス規制は、世界で最も厳しいものとして知られている。日本の自動車メーカーは多大な努力によつてサーマルリアクター、触媒コンバータ、EGR (Exhaust Gas Recirculator) などの排出ガス浄化装置や、燃焼方式を改良したエンジンを開発してきたが、その過程で各種の新しい耐熱材料の開発や、従来のエンジンバルブ材料の改良が必要であつた。自動車用耐熱材料はこの排出ガス技術の進歩に伴つて、最近とくに技術開発の盛んな分野であるといえることができる。

(2) 大量生産：1980 年の日本の自動車の生産台数が 1000 万台を超え、アメリカを追い越すと予想されている今日、特殊鋼メーカーに要求されるのは、例えば快削鋼のように部品加工の高効率化に寄与する材料の開発と、例えば焼入性のばらつきを極力低減させた品質の安定した材料の供給である。このような要請に応じるために、鋼材メーカーは真空脱ガスをはじめとする各種の炉外精錬技術の開発と新材料の開発を積極的に進めている。

(3) 省エネルギー：1973 年および 1979 年の第 1 次・第 2 次オイルショックを契機に、自動車の燃費改善はも

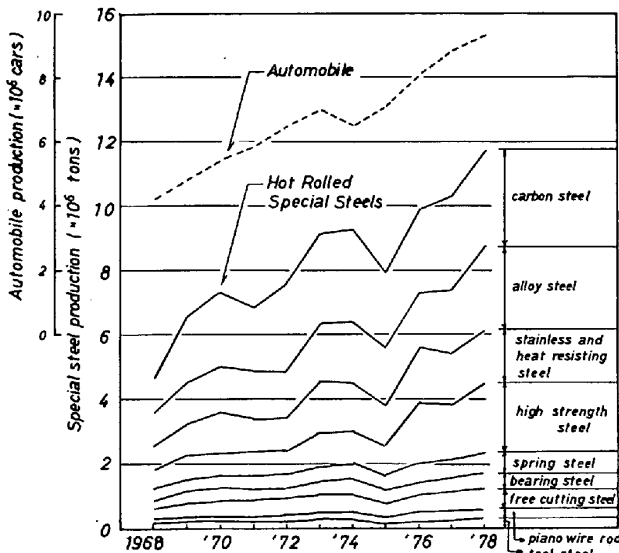


Fig. 1. Production of special steels and automobiles in the last years in Japan.

昭和 55 年 9 月 25 日受付 (Received Sept. 25, 1980) (依頼技術資料)

* 大同特殊鋼(株)中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd.)

*² 大同特殊鋼(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd., 2-30 Daido-cho Minami-ku Nagoya 457)

とより、自動車部品の製造、さらには鋼材の製造におけるエネルギー節約の必要性が高まったことは周知のとおりである。燃費改善のためには、車量重量の軽減に寄与する高強度材料の開発が必要とされる一方で、エンジンの燃焼効率を高める技術の急速な進歩に伴って、その機材としての耐熱材料や電子材料の開発が求められている。また自動車部品と鋼材の製造における省エネルギーを図るために、主として熱処理の省略あるいは時間短縮の観点から活発な技術開発が展開されている。

(4) 省資源：特殊鋼に使用される合金原料の中で、1978年にはCo、また1979年にはMoの価格が相次いで高騰した。自動車用特殊鋼の中で、Coは主にエンジン・バルブの硬化肉盛材料とアルニコ磁石に多用されており、またMoは構造用鋼に大量に使用されているので、それらを節約あるいは省略した新材料の開発が急務となり、精力的な技術開発が行われた。

このような背景における自動車用鋼材全体の動向についてはすでにすぐれた解説が行われており³⁾、また車体用鋼板については本誌に資料が掲載されている⁴⁾⁵⁾。そこで本稿では最近の自動車用特殊鋼についてその進歩を述べるが、とくに使用量が多く、また進歩が著しい構造用鋼と耐熱材料に重点を置いて稿を進めたい。

2. 機械構造用鋼

2.1 概観

自動車に使用される機械構造用鋼については、自動車メーカーと鉄鋼メーカーとの間の協定規格が1977年に日本自動車技術会の規格(JASO-M 106-77)として制

定された。Table 1にその成分規格を示す。各表の鋼種記号の中で第一字がSの鋼種はJISと共通する鋼種であり、またAの鋼種はJASO独自の鋼種である。両規格を比較すると、炭素鋼、マンガン-クロム鋼(以下Mn-Cr鋼と記す)、Cr鋼、Cr-Mo鋼、Ni-Cr-Mo鋼はほとんど共通しているのに対して、Ni-Cr鋼はJASO規格には規定されていない。またJASO規格では数多くのボロン鋼(炭素-B鋼、Mn-B鋼、Cr-B鋼)とMn鋼が独自に制定されており、自動車メーカーがより低合金の構造用鋼を指向していることが規格のうえからもうかがうことができる。これらの自動車用構造用鋼の最近の技術動向を概括すると、まず第一に炉外精錬がほぼ全面的に実施され、さらに制御圧延などの新しい製造技術や設備、さらには高精度・高能率の自動検査技術の進歩も加わって、品質水準が著しく向上、かつ安定したことを挙げなければならない。また前述のような省資源・省エネルギーおよび自動車の軽量化などの観点から、規格にない新鋼種の開発も活発である。本章ではこれらの点について概略を述べる。

2.2 製造技術の進歩

2.2.1 電気炉製鋼技術

特殊鋼は主として電気炉によつて製造されてきたが、1965年頃からしだいに生産性の高い転炉による製造量が増加し、1969年にはその比率が逆転した⁶⁾。しかし最近の電気炉製鋼技術の進歩には目覚ましいものがあり、その生産性は転炉のそれに近づきつつある。電気炉の生産性を向上させた要因としては①炉容の大型化、②大電力(Ultra High Power, UHP)操業、③助燃法の採

Table 1(a). Machine structural steels for automobiles. [JASO-M106-77]
(Carbon steels)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Others	JIS
S 10C	0.08~0.13	0.15~0.35	0.30~0.60	0.030 max.	0.035 max.	Cu: 0.30 max. Ni: 0.20 max. Cr: 0.20 max. Ni+Cr: 0.35 max.	S 10C
S 12C	0.10~0.15						S 12C
S 15C	0.13~0.18						S 15C
S 17C	0.15~0.20						S 17C
S 20C	0.18~0.23						S 20C
S 22C	0.20~0.25						S 22C
S 25C	0.22~0.28		S 25C				
S 28C	0.25~0.31		S 28C				
S 30C	0.27~0.33		S 30C				
S 33C	0.30~0.36		S 33C				
S 35C	0.32~0.38		S 35C				
S 38C	0.35~0.41		S 38C				
S 40C	0.37~0.43		S 40C				
S 43C	0.40~0.46		S 43C				
S 45C	0.42~0.48		S 45C				
S 48C	0.45~0.51		S 48C				
S 50C	0.47~0.53	S 50C					
S 53C	0.50~0.56	S 53C					
S 55C	0.52~0.58	S 55C					
S 58C	0.55~0.61	S 58C					

Table 1(b). Machine structural steels for automobiles. [JASO-M106-77]
(Carbon-Boron steels) (wt%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	B	Others	JIS
A S B 20	0.18~0.23	0.15~0.35	0.30~0.60	0.030 max.	0.035 max.	0.0005 min.	Cu: 0.30max. Ni: 0.20max. Cr: 0.20max. Ni+Cr: 0.35max.	—
A S B 25	0.22~0.28		—					
A S B 28	0.25~0.31		—					
A S B 30	0.27~0.33		—					
A S B 33	0.30~0.36		—					
A S B 35	0.32~0.38		—					
A S B 38	0.35~0.41		—					
A S B 40	0.37~0.43		0.60~0.90					—
A S B 43	0.40~0.46		—					
A S B 45	0.42~0.48		—					
A S B 48	0.45~0.51		—					
A S B 50	0.47~0.53		—					
A S B 53	0.50~0.56		—					

Table 1(c). Machine structural steels for automobiles. [JASO-M106-77]
(Manganese and Manganese-Boron steels) (wt%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	B	Others	JIS
SMn 21H	0.17~0.23	0.15 ~ 0.35	1.15~1.55	0.030 max.	0.030 max.	—	Cu: 0.30max. Ni: 0.25max. Cr: 0.35max.	SMn420H
ASMn 25H	0.22~0.28							—
ASMn 30H	0.27~0.34							—
SMn 1H	0.29~0.36							SMn433H
ASMn 35H	0.32~0.39							—
SMn 2H	0.34~0.41							SMn438H
ASMn 40H	0.37~0.44		1.30~1.70					—
ASMn 43H	0.40~0.47							SMn443H
ASMn 45H	0.42~0.49							—
ASMn 48H	0.45~0.52							—
ASMn 50H	0.47~0.54							—
ASMn 53H	0.50~0.57							—
ASMnB 20H	0.17~0.23		1.10~1.40					0.0005 min.
ASMnB 22H	0.19~0.25	—						

Table 1 (d). Machine structural steels for automobiles. [JASO-M106-77]
(Manganese-Chromium, Chromium and Chromium-Boron steels) (wt%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Cr	B	Others	JIS
ASMnC 20H	0.17~0.23	0.15 ~ 0.35	1.15~1.55	0.030 max.	0.030 max.	0.35 ~ 0.70	—	Cu: 0.30max. Ni: 0.25max.	SMnC420H
SMnC 3H	0.39~0.46		1.30~1.70						SMnC443H
SCr 21H	0.12~0.18		0.55~0.90			0.85 ~ 1.25			SCr415H
ASCr 17H	0.15~0.21								—
SCr 22H	0.17~0.23								SCr420H
SCr 2H	0.27~0.34								SCr430H
SCr 3H	0.32~0.39								SCr435H
SCr 4H	0.37~0.44								SCr440H
ASCr 45H	0.42~0.49		—						
ASCB 35H	0.32~0.39		0.0005 min.			—			
ASCB 40H	0.37~0.44					—			

用, ④炉外精錬の利用などを挙げることができる⁷⁾。ちなみに電気炉の生産性の向上の一例として, 製鋼時間 (Tap to Tap 時間) を大幅に短縮することによつて1978年の生産性 (良 t/h) は1971年に比較して60%以上も向上した例も報告されている⁷⁾。また一方で消費エネ

ルギの観点からは, スクラップを原料とする電気炉製鋼は, 鉄鉱石を原料とする高炉-転炉製鋼にくらべて総合的なエネルギー消費量は約1/3とも試算されている⁸⁾。したがつて今後ともとくに高品質鋼を製造するために, 特殊鋼製造において電気炉製鋼は重要な地位を占め続けて

Table 1(e). Machine structural steels for automobiles. [JASO-M106-77]
(Chromium-Molybdenum and Nickel-Chromium-Molybdenum steels) (wt%)

Grade	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	JIS				
SCM 21H	0.12~0.18	0.15~0.35	0.55~0.90	0.25max.	0.85~1.25	0.15~0.35	SCM415H				
ASCM 17H	0.15~0.21						SCM418H				
SCM 22H	0.17~0.23						SCM420H				
ASCM 30H	0.27~0.34						—				
SCM 3H	0.32~0.39						SCM435H				
SCM 4H	0.37~0.44						SCM440H				
SCM 5H	0.42~0.49						SCM445H				
SCM 24H	0.19~0.25						SCM822H				
SNCM 21H	0.17~0.23						0.60~0.95	0.35~0.75	0.35~0.65	0.35~0.45	SNCM220H
SNCM 23H	0.17~0.23						0.40~0.70	1.55~2.00			0.15~0.30

P, S : 0.030max. Cu : 0.30max.

いくことになる。

2.2.2 炉外精錬技術

炉外精錬技術は前述したようなユーザー側の高品質鋼に対するニーズと、鉄鋼メーカー側の品質および生産性の向上に対するニーズとがうまくかみ合つて目覚ましい進歩をとげた。炉外精錬には多くの種類があり、それらの詳細についてはすでに本誌^(9)~11)に解説されているので省略するが、それらの中で自動車用構造用鋼には RH 法、あるいは DH 法による真空脱ガス処理が定着し、ほぼ全面的に実施されている。またこれらの真空脱ガス法は大量溶解に適した方法であるのに対して、比較的少量溶解の場合を対象として、処理中の温度低下を補償するために電極による加熱機構をとり入れ、同時にスラグ精錬を可能にした新しい炉外精錬法(大同 LF 法など)¹²⁾が開発され発展しつつある。このように自動車用構造用鋼に炉外精錬が急速にとり入れられた理由は、炉外精錬処理が次のような特徴を有するためである。

(1) 非金属介在物量の減少：非金属介在物は冷間鍛造の際の割れの原因となり¹³⁾、また衝撃値や疲労強度を低下させる¹⁴⁾ので、鉄鋼メーカーは非金属介在物の原因となる鋼中の S や O 量を低減させる技術開発を積み重ねてきた。とくに最近、Fig. 2¹⁵⁾に示すように脱ガス時間の延長や、適正な耐火物を使用することによつて従来の通常脱ガス法によるものよりもさらに O 量を低減させる技術が完成し、すでに量産鋼に適用されている。この「極低酸素鋼」の特徴については 2.3.3 項で述べる。

(2) 化学成分の微調整：合金鋼の最も基本的な性質は焼入性であり、とくに自動車用合金鋼は焼入性のばらつきが小さいことが要求される。そこで炉外精錬処理によつて成分の微調整ができることを利用し、電算機によるオン・ライン・コントロールと組合せた焼入性の精密コントロール・システムが開発された。このシステムの大要は、溶鋼中の化学成分を迅速分析し、それによつて Fig. 3¹⁶⁾に示すように焼入性を電算機によつて予測して規格と照合し、必要な場合には電算機の計算に従つて炉

内の化学成分の微調整を行うものである。このプロセスにおける重要な技術開発項目のひとつには焼入性の評価と予測法の開発にあつた。それにはいくつかの方法がすでに実用化されていたが¹⁷⁾¹⁸⁾、Fig. 3 に示したようにジョミニー曲線全体を化学成分から直接予測する方法が開発され、実生産に利用されていることは、鋼材の焼入性管理に関する大きな前進と言えよう。

2.2.3 連続铸造

現在、普通鋼の連続比率は 50% を超えたが¹⁾、普通鋼にくらべてはるかに技術的困難性が高く、また要求品質の厳しい自動車用構造用鋼の連続铸造はまだ緒についたばかりである。しかし第 2 次オイルショックを契機として特殊鋼の連続铸造化の気運は高まっている。すでに

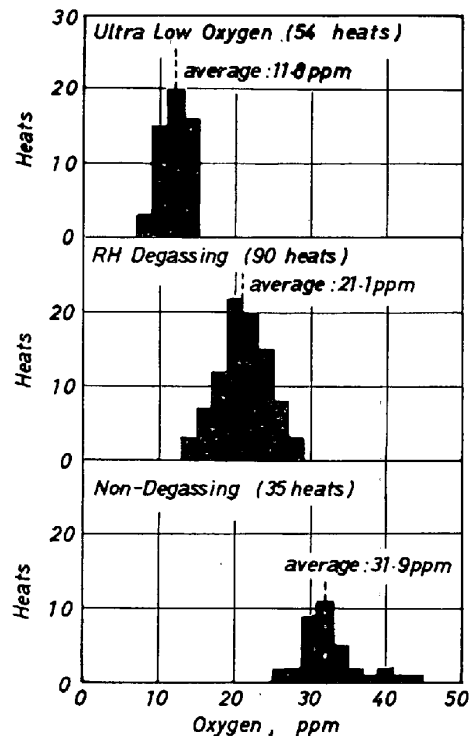


Fig. 2. Reduction of oxygen content in machine structural steels by vacuum degassing.

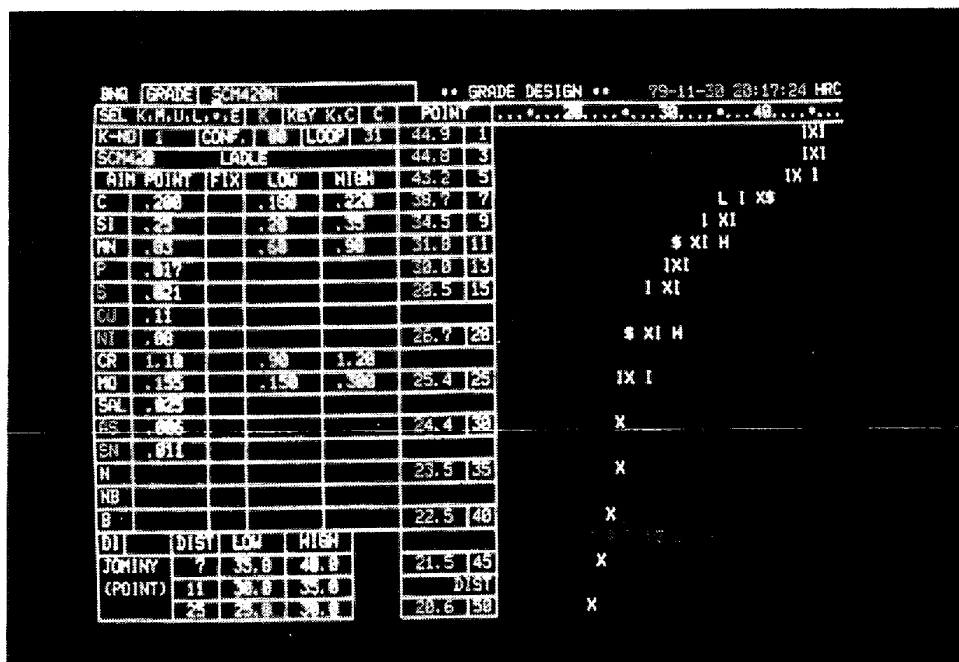


Fig. 3. An example of TV-display of Jominy curve prediction. A full Jominy curve shown in right hand side is predicted with an electronic computer from chemical composition of a molten steel shown in left hand side.

自動車用構造用鋼の中でも比較的製造が容易な炭素鋼については連続铸造材の品質が確認され、実用化されている。合金鋼の連続铸造化についても、炉外精錬との組み合わせによつて高品質の製品を製造する技術が確立され、実用化されつつある。とくに合金鋼の場合には、連続铸造によつて焼入性のばらつきが小さくなる特徴があり¹⁹⁾、これは自動車部品用素材としては大きな利点である。今後省エネルギーの必要性ともあいまつて、合金鋼の連続铸造化も急速に進展するものと思われる。

2.2.4 圧延技術

自動車部品は棒・線材を素材として、高度に自動化された加工ラインを通つて大量に生産される。その生産を安定させるためには棒・線材の表面キズが少なく、しかも寸法・硬さ・組織などのばらつきが小さいことが必要とされ、また同時にとくに線材の場合にはコイル単重が大きいことが望まれる。この要請に応えるために種々の技術開発が行われてきたが、中でも1976年に高速精密圧延機（ブロック・ミル）によつて特殊鋼線材の量産が開始されたことは特筆すべきことである²⁰⁾²¹⁾。ブロック・ミルは仕上げ圧延速度を増大することができるので、従来は普通鋼線材の生産性向上の観点から普及しはじめたが、普通鋼にくらべてはるかに圧延が困難な特殊鋼にも適用する技術が開発されて寸法精度が著しく向上したばかりでなく、コイル単重も最大1~2tへと飛躍的に大きくなった。

また最近では圧延中および圧延後の材料温度をコントロールすることによつて、線材の全長にわたつて均一な冷却を行い、硬さ・表面スケール・金属組織のばらつき

を小さくすることが可能になつたばかりでなく、従来鋼板の製造技術として発達してきた制御圧延・制御冷却の技術が棒・線材の製造にも適用されはじめた。この技術は均質な材料を製造するためばかりでなく、圧延後の焼ならし等の熱処理を省略することができるので注目されている²²⁾。しかし自動車用構造用鋼の場合には、部品加工後の焼入れや浸炭等の熱処理を行つた後の品質を保証する必要があり、それらの製品熱処理後のオーステナイト結晶粒度や焼入性は素材の熱間圧延条件に影響されるので²³⁾、自動車用構造用鋼の制御圧延は今後の新しい技術課題として積極的な研究が必要とされている。

2.2.5 検査整備技術

前節で述べたように特殊鋼鋼材はきわめて厳重な品質管理体制のもとで製造されているが、最近ではとくに検査整備の高精度化・高能率化といつた点で進歩がみられた。すなわち化学成分の機器分析においては、とくに発光分析のPDA (Pulse Distribution Analyzer) 処理によつてAl, Bなどの微量成分の形態別定量分析が可能となり²⁴⁾、炉内成分の電算機コントロールの進歩に寄与した。また鋼片の表面疵を検出するために、磁粉探傷のエレクトロニクス化が進められ、テレビジョンや光電子管による検出の精度および能率の向上が図られた²⁵⁾。また線材の表面疵を検出するために、熱間圧延中に渦流探傷を行う装置や、棒鋼用には高能率・高精度の冷間渦流探傷装置が開発され、実用に供されている²⁶⁾。発生した表面疵の研削除去については、高硬度・高靱性の砥石の開発によつて研削能率が大幅に向上したが、さらにミニ・コンピュータを利用した丸棒用の自動疵取り機も開

発され、疵取り作業の無人化も進められている²⁵⁾。パイプや非金属介在物に起因する内部欠陥については主として超音波探傷が行われるが、近年では水浸法や水膜法などの自動超音波探傷技術が進歩し、探傷精度・能率の向上と省力化が図られた。

2.3 新鋼種の開発

2.3.1 省資源型新鋼種

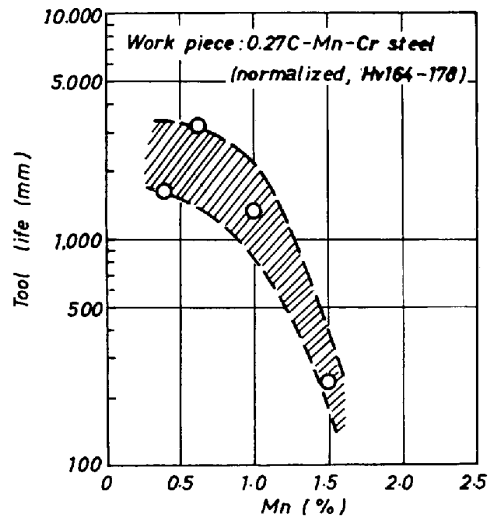
かつて Ni-Cr-Mo 鋼の代替鋼として開発された Cr-Mo 鋼が現在では主流となり、さらに Cr-Mo 鋼から Cr 鋼などへの転換の気運があつたが、その傾向は1979年の Mo 原料価格の高騰によつて一気に促進された。このようにより合金元素量の少ない鋼への代替が可能になつた背景には、前述のように鋼材の製造技術の進歩によつて高品質で安定した鋼材の製造が可能になつたことに加えて、部品の設計技術や熱処理技術・設備の進歩があつたことも見逃すことはできない。

(1) 省 Mo 強靱鋼 (ボロン鋼)

従来から Ni や Mo などの高価な元素を節約するためにボロン鋼が提案されており、すでに Table 1 に示したように自動車用鋼材として規格が制定されている。しかしこれまで自動車部品へのボロン鋼の普及ははかばかしくなかつた。その理由は主として従来のボロン鋼の焼入性のばらつきは自動車用としては多少大きく、その厳しい規格範囲を満足することが困難な点にあつた。しかし2.2.2項で述べたように、真空脱ガス処理によつてO量の他にN量をも十分に低減させた後にボロン原料を添加する等の技術によつて、焼入性に有効なB量(酸可溶B)を安定化する技術が確立したこと、また2.2.5で述べたように溶鋼から採取した試料中のBの形態別定量分析が可能となり、電算機と連動させて炉中のB量コントロールが可能になつたこと、などの技術の進歩によつてボロン鋼の焼入性のばらつきが著しく低減され、自動車用材料としての使用が拡大されつつある。Cr-Mo 鋼と同等の焼入性を有するボロン鋼としてはCr-B鋼(Table 1(d))があるが、最近ではさらに低廉化を図るためにMn-B 鋼の検討も行われている。ところで0.4%程度のCを含有するMn-B 鋼の焼入性をCr-Mo 鋼と同等にするにはMn量を1.5~2.0%程度にする必要があるが、MnはFig. 4²⁷⁾に示すように被削性を劣化させるので、最近ではMn量を最高1.3%程度に抑え、少量のCr添加で焼入性を補つたMn-低Cr-B 鋼が検討されている。Mn-低Cr-B 鋼はCr-Mo 鋼と同等の焼入性・機械的性質・被削性を有しているが、熱処理条件が若干異なる。Fig. 5²⁸⁾は0.4C-1.0Mn-0.6Cr-B 鋼とSCM 440の焼もどしによる機械的性質の変化を示した図であり、Moを含有しないボロン鋼は焼もどし軟化抵抗が小さいので、Cr-Mo 鋼と同等の強度を得るためには焼もどし温度を50~100°C程度低めにする必要があることを示している。焼もどし温度を低めることは、引

張強さ120 kgf/mm²程度以下の通常の自動車部品については全く問題がないが、130 kgf/mm²程度以上を必要とする特殊な部品(例えば高強度ボルト等)については遅れ破壊に対する配慮が必要である。

強靱鋼の低合金鋼化については、焼入性を従来材と同等にするという条件のもとではこれらのボロン鋼が最終の姿となろう。さらに低合金鋼化を図るためには、部品設計・熱処理・合金設計等を含めた根本的かつ総合的な



Cutting conditions
Tool : SKH9(drill) Cutting speed : 38m/min Feed : 0.1mm/rev Depth of cut : 20mm Cutting fluid : dry

Fig. 4. Influence of manganese on machinability of machine structural steels.

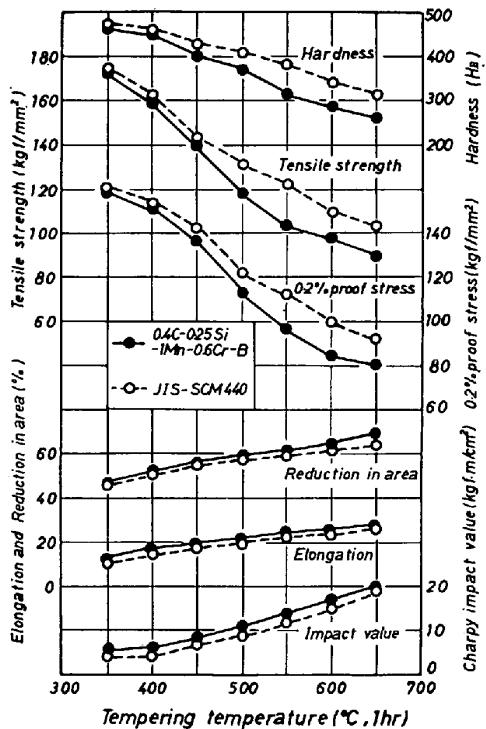


Fig. 5. Mechanical properties after tempering of a Mn-low Cr-B steel substituting for a Cr-Mo steel²⁸⁾.

検討が必要である。

(2) 省Moはだ焼鋼

Moはとくに高炭素鋼の焼入性を著しく向上させる唯一の元素としてよく知られており³⁰⁾、そのためFig. 6に示すように浸炭焼入れした際の表面硬化深さを増加させる効果がある³¹⁾。したがってはだ焼鋼からMoを削除すると硬化深さが減少するために、耐摩耗性や疲労寿命が劣化する傾向が生じる。そこで最近においては、省Moはだ焼鋼は次のような考え方で開発が進められた。

①浸炭性や焼入性に及ぼすMoの影響を詳細に検討し、必要最少限のMoを添加する(低Mo鋼)。②軽負荷の歯車用として、浸炭性の多少の劣化を前提としてMoを完全に削除し、焼入性と被削性をCr-Mo鋼と同等に設定

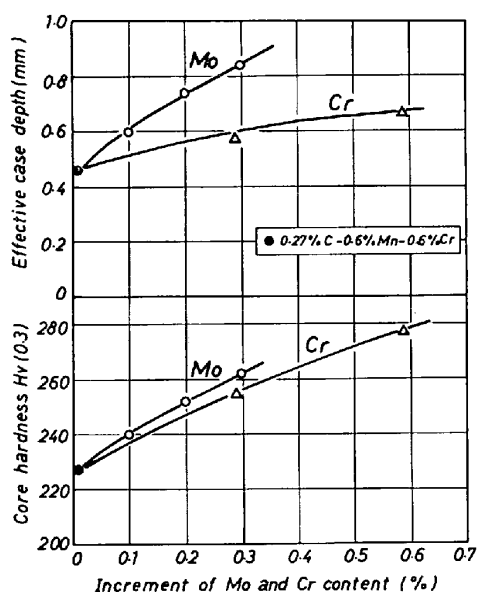


Fig. 6. Effects of Mo and Cr on case depth and core hardness after carburizing (900°C, 4h-850°C, 0.5h-oil quenching)³¹⁾.

Table 2. Newly developed Mo-saving carburizing steels substituting for a Cr-Mo steel. (JIS SCM420: 0.2C-1Cr-0.2Mo)

Classification	Chemical composition (wt%)						Producer
	C	Si	Mn	Cr	Mo	B	
Low Mo	0.20	0.25	0.90	1.10	0.08	—	E, F
	0.20	0.25	1.10	0.70	0.10	—	G
	0.20	0.25	0.70	1.10	0.10	—	G, H
	0.20	0.25	1.05	0.90	0.10	—	I
Mn-Cr	0.20	0.25	1.00	1.20	—	—	E
	0.20	0.25	0.90	1.10	—	—	H
Mn-Cr-B	0.20	0.25	1.30	0.60	—	*	J, G
	0.20	0.25	0.73	1.05	—	*	H
	0.20	0.25	0.80	0.80	—	*	H
	0.20	0.25	1.15	0.50	—	*	H
	0.20	0.25	1.00	0.60	—	*	E

* 0.0005min.

する(Mn-Cr鋼およびMn-低Cr-B鋼)。これらの新鋼種の化学成分例をTable 2に示す^{28)32)~37)}。これらのうち低Mo鋼は従来のCr-Mo鋼とほぼ同等の焼入性と浸炭性を有するのですでに実用化が始まっており、今後その使用が急速に拡大するものと予想される。Mn-Cr鋼およびMn-低Cr-B鋼は今後実用化が進む鋼種であるが、ボロン鋼については次のような問題点がある。Fig. 7³⁸⁾はSCM 420と、それに代替しうる0.2C-1.0Mn-0.6Cr-B鋼の加熱温度とオーステナイト結晶粒度の関係を示す図である。ボロン鋼はオーステナイト結晶粒が成長しやすく、そのために浸炭加熱中に粗大なオーステナイト粒が生成して、その後の焼入れにおける変形の発生の原因となる。ボロン鋼のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するためにはNb等の添加が効果があるが、それによるコスト増はMo削除によるコスト減の効果を減少させる。このように、強靱鋼の低合金鋼化についてはボロン鋼への転換によつてほぼ解決の見通しが得られているのに対して、はだ焼鋼については未解決の問題が多く、今後活発な技術開発が必要とされている。

2.3.2 省エネルギー型新鋼種

機械構造用鋼は焼入れ・焼もどしや浸炭などの熱処理によつて性能を発揮させることを前提として、長い間に進歩発展し、体系づけられた鋼種群である。しかし第2次オイル・ショック以来、熱処理の省エネルギーが重要な課題になり、熱処理を全く省略する方法さえ検討されている。構造用鋼の材料設計の考え方は転機にさしかかっているといえよう。

(1) 鍛造用非調質強靱鋼

クランク・シャフト、コネクティング・ロッドや足まわり部品などは、熱間型打鍛造の後に焼入れ・焼もどし処理が行われる。この焼入れの際の省エネルギーを図るために、鍛造終了後にその余熱を利用して直ちに焼入れを行う方法はすでに「鍛造焼入れ」として実用化されている³⁹⁾。これをさらに進めて、鍛造後空冷のままで焼入れ・焼もどし材に匹敵する強度を有し、焼入れ・焼もどしの省略を図るための材料が鍛造用非調質強靱鋼である。非調質強靱鋼にはすでに高張力鋼板などで発達したマイク

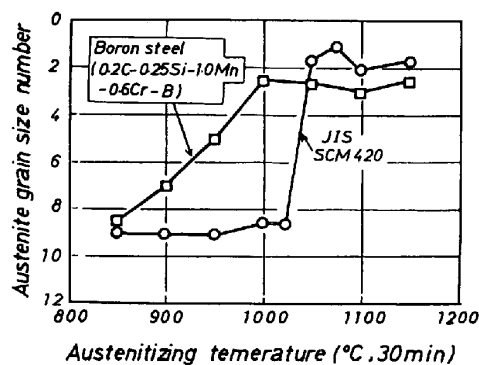


Fig. 7. Austenite grain growth characteristics of a Cr-Mo and a Mn-low Cr-B carburizing steel.

ロアロイング技術が応用され⁴⁰⁾、鍛造後の空冷中に V (C, N) などの微細析出物による析出強化作用を利用する。しかし自動車部品の場合には、必要な引張強さは約 80 kgf/mm² 以上であり、また実際の鍛造作業においては高張力鋼板の熱間圧延のように精密な温度や加工率、冷却速度の管理が不可能であるため、これらの観点からの合金組成の開発や鍛造条件の検討が行われている⁴¹⁾⁴²⁾。鍛造用非調質強靱鋼の C 量は、部品の必要強度に応じて 0.35~0.55% 程度に設定される。また析出強化元素としては Fig. 8⁴³⁾ に示すように V が適当であることが見出されている。高張力鋼板の場合と異なつて Nb が強度増加に有効でないのは、中炭素鋼においては通常の型打鍛造温度である 1150~1200°C では Nb (C, N) が十分に固溶しないためである。これらの基礎研究をもとにして、鍛造-空冷後の硬さ (H_{RC}) に及ぼす合金元素の影響について次のような関係式が提案されている。

$$C_{eq}^{(42)} = C + Mn/5 + Si/7 + Cr/9 + Ni/22 + V/2$$

$$H_{eq}^{(44)} = -4.70 + 32.5C + 1.04Si + 4.14Mn + 1.54Cr + 66.6V + 10.8Nb + 183N$$

(元素記号はいずれもそれらの元素の重量 % を示す) 非調質強靱鋼は、同じ強度に焼入れ・焼もどしされた炭素鋼と同等の疲労強度を有するが、フェライト+パーライト組織を有するために衝撃値が若干低い⁴¹⁾⁴²⁾。したがつて当面は疲労強度が重要視されるクランク・シャフトやコネクティング・ロッド用の炭素鋼の代替として使用が拡大するものと思われる。疲労強度と同時に靱性も重視される足まわり部品等に使用される合金鋼に代替する非調質強靱鋼の開発は今後の課題である。

(2) 短時間浸炭用鋼

浸炭は自動車部品の熱処理の中で最もエネルギー消費の大きな熱処理であるため、その省エネルギーには種々の工夫が行われている。浸炭時間の短縮を図るための素材の開発もそのひとつである。Table 3 に各社で開発された短時間浸炭用鋼の化学成分を示す³³⁾³⁴⁾³⁶⁾⁴⁵⁾。これらに共通しているのはいずれも C 量が従来のそれより高いことであり、これは基地の C 量を高めることによつて浸炭層に供給する C 量を減少させ、浸炭時間を短縮することを意図したものである³¹⁾⁴⁶⁾。また合金元素の種類と量がそれぞれ異なるのは、浸炭硬化深さ・焼入性・被削性・冷間鍛造性など、歯車の製造および性能上必要とされる種々の性質のうちで、重要視するポイントの違いによるものである。

これらの新しい浸炭用鋼によつて短縮することができる浸炭時間は、最大で 20% 程度が一応の目安となる。したがつて今後さらに浸炭の省エネルギーを推進するためには、浸炭窒化・高周波焼入れ・真空浸炭等の熱処理プロセスと、それに対する適材の開発研究が必要となるであろう。

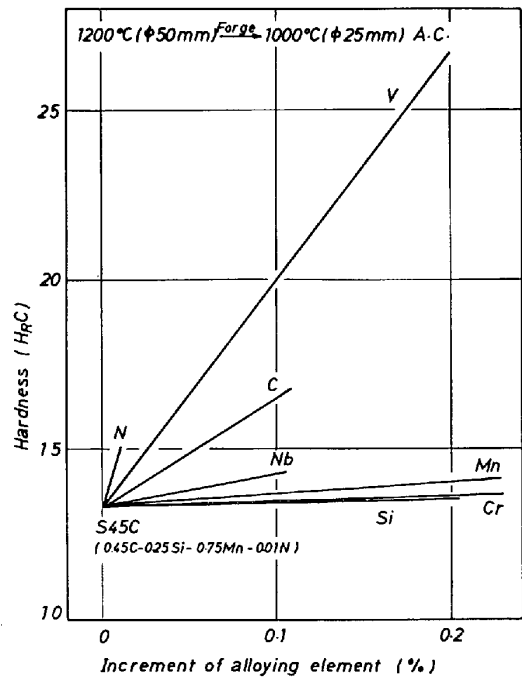


Fig. 8. Influence of alloying elements on hardness of a medium carbon steel (JIS S40C : 0.4 C-0.25Si-0.75Mn) after forging and air cooling. forging conditions : initial size; 50 mm dia. initial temp.; 1200°C final size; 25 mm dia. final temp.; 1000°C

Table 3. New carburizing steels shortening process time. (wt%)

C	Si	Mn	Cr	Mo	Corresponding steel	Producer
0.28	0.25	0.60	0.70	0.15	JIS-SCr420	A
0.28	0.25	0.60	0.70	0.25	JIS-SCM420	
0.25	0.10	0.60	1.20	—	JIS-SCr420	B
0.25	0.10	0.60	1.20	0.20	JIS-SCM420	
0.25	0.10	0.60	1.20	0.40	JIS-SCM822	
0.25	0.25	1.15	0.65	0.10	JIS-SCM420	C
0.34	1.50	0.78	1.05	—	SAE 4320	D
0.42	1.50	0.78	1.05	—	or SAE 8620	

2-3-3 部品加工合理化のための新鋼種

自動車部品を製造する過程で最も重要視されるのは大量生産をいかに能率よく達成するかであり、したがつて部品用素材に要求されるのは加工能率の一層の向上と、能率を阻害する要因の除去である。そこで本項では前者のための材料として快削鋼と冷間鍛造用鋼、後者のための材料として焼入歪みの小さい浸炭用鋼に関する最近の開発状況を紹介したい。

(1) 快削鋼

快削鋼はその約 50% が自動車およびその関連メーカーで消費される⁴⁷⁾。したがつて快削鋼の改善と進歩は主

として自動車部品としてのニーズに応じて行われてきたといつても過言ではない。すなわち S 快削鋼に始まり Pb 快削鋼から Ca 快削鋼に至る発展は、常に快削鋼化による靱性や疲労強度の劣化をいかに防止するかという観点から進歩を遂げてきたものである。その間の過程ならびに個々の快削鋼の特徴は他に詳しいので^{47)~51)}、本稿では最も新しい話題をとり上げたい。

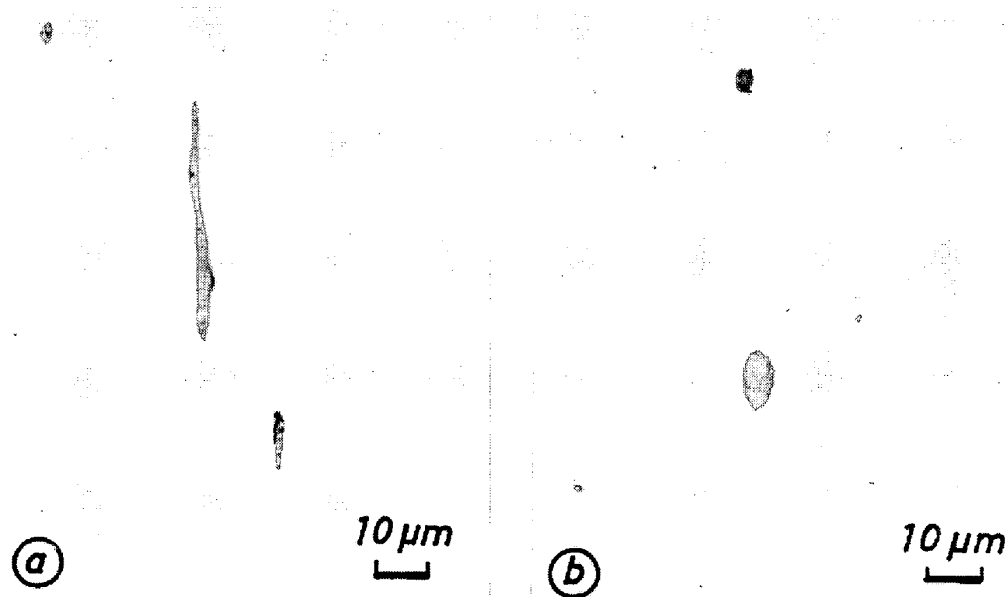
低酸素低 Pb 快削鋼 Pb 快削鋼は通常 0.2% 程度の Pb を含有する。この Pb 快削鋼の欠点は転動疲労寿命がベース鋼 (無 Pb 鋼) に比較して劣るため、歯車への適用に限界があつたことである。これが Ca 快削鋼の開発のひとつの動機にもなつたが、他方で低酸素低 Pb 快削鋼の開発をも促した。すなわち低酸素低 Pb 鋼は、被削性を若干犠牲にして Pb 量を Pb 快削鋼の約 1/2 とし、さらに前述の真空脱ガス処理によつて O 量を 15ppm 以下とすることによつてベース鋼とほぼ同等の転動疲労寿命を有している。さらに超硬工具による被削性を向上させた Ca 複合の低酸素低 Pb 快削鋼も開発され、これらの出現によつて Pb 快削鋼の歯車への適用が拡大するものと期待されている。

硫化物形態制御快削鋼 JASO 規格の S 快削鋼には S 量によつて S1 クラス (S: 0.04~0.07%) と S2 クラス (S: 0.08~0.13%) とがある。これらの S 快削鋼において S は主として MnS として在存、それは Photo. 1(a) のように圧延方向に長く展伸されている。このため S 快削鋼は機械的性質の異方性が大きく、足まわり部品のよう**に強靱性を重要視する部品への適用には限界があつた。S 快削鋼の横方向の機械的性質を改善するために硫化物を球状化しようとする試みは種々行われてきたが、その考え方には二とおりある。そのひとつは溶鋼中に Ti, Zr, Ca, 稀土類(RE) 元素等を添加し⁵²⁾、MnS**

より熱間変形抵抗の大きい硫化物を優先的に析出させて球状の硫化物を得ようとする方法で、このうち Zr-S 快削鋼が実用化されている⁵³⁾。他方は MnS 自身の性質は変えずに、MnS と基地との界面に低融点の MnS+TeS 共晶を形成させ、その潤滑作用によつて熱間加工時の MnS の展伸を抑制しようという新しい方法である⁵⁴⁾。Photo. 1(b) に微量 Te 添加した場合の硫化物の形状を示す。このような方法で硫化物を球状化した快削鋼の横方向の機械的性質は Fig. 9 に示すように著しく改善され、しかも被削性は従来の S 快削鋼にくらべて優れているので、今後その使用が拡大されていくものと思われる。

(2) 冷間鍛造用鋼

軸類のように比較的小型で単純な形状の部品から始まつた冷間鍛造が、現在では歯車のよう**に大型かつ複雑な形状の部品の製造技術に発展した。そのため冷間鍛造用素材は変形能が大きく、冷間鍛造時の割れの発生がないこと (これを便宜的に「冷鍛性」と呼ぶ) が重要視されている。冷鍛性を向上させるために球状化焼なましなどの熱処理も行われるが、その効果には限界があるため、化学成分上の対策が必要とされている。しかし冷間鍛造の後に熱処理する際の焼入性・浸炭性や熱処理後の機械的性質をも維持する必要もある。そのため C をはじめとする主要成分は従来のままとし、前述の真空脱ガス処理を強化して、できるだけ O や S 量を低減させる方向が指向され、「超清浄鋼」が開発された¹⁵⁾³³⁾。しかし冷鍛性を重要視するあまりに非金属介在物量 (とくに硫化物) を低減させると、冷鍛後の切削加工に困難が生じる。このように冷鍛性と被削性という全く相反する特性を満足させるため、S を 0.02% 程度として被削性を確保し、さらに前述の微量 Te 添加によつて硫化物を球状化させるこ**



(a) an usual steel (b) a new steel with small addition of Te
Photo. 1. Sulfide in hot-rolled machine structural steel bars⁵⁴⁾.

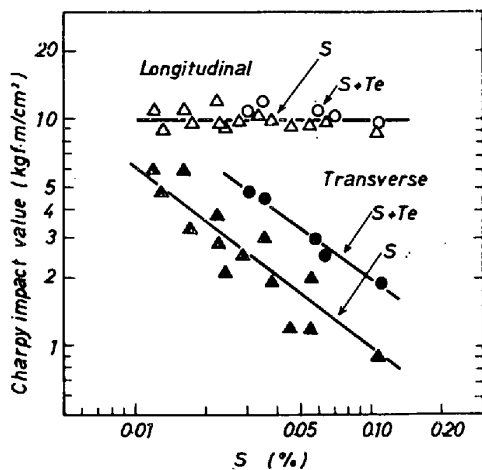


Fig. 9. Improvement of Charpy impact properties of a machine structural steel (JIS-SCM 420) by small addition of Te⁵⁵⁾. heattreatment: quenching and tempering, HRC 31

とによつて冷鍛性を向上させる方法が開発され⁵⁶⁾, 今後の進展が期待されている。

°(3) 低(定)熱処理変形鋼

歯車を浸炭の後に焼入れすると、歯形などに微小な変形が発生し⁵⁷⁾⁵⁸⁾, そのまま組み立てると騒音や歯の破損の原因となる。そのため場合によつては焼入れの後に研磨などの方法によつて歯形の修正加工が行われている。そこで焼入れの際に発生する変形量が少なく、かつその量が一定している歯車用鋼が必要とされていた。一般的に浸炭歯車の寿命⁵⁹⁾は浸炭層の表面硬さと硬化深さ、ならびに歯元でのコア硬さに支配されるとされており、前者は浸炭条件によつて、また後者は素材の焼入性によつて厳重に管理されている。これに対して熱処理変形量は Fig. 10⁶⁰⁾ に示すように歯元よりさらに内部のコア硬さ(これを便宜的に「心部硬さ」と呼ぶ)に支配され、心部硬さが低いほど熱処理変形量は小さい。そこで従来鋼の規格の中で、歯元硬さを従来と同等に維持しつつ、焼入性を極力小さくするように化学成分を設定し、しかも2.2.2項で述べた焼入性の精密コントロール・システムを利用して焼入性のばらつきを著しく小さくした「低(定)熱処理変形鋼」が開発され、量産されている。今後はさらにこの考え方を推し進め、歯元硬さは従来鋼と同等に維持し、しかも部品としての全体強度をも維持しつつ心部硬さを著しく低減させた新鋼種の開発へと発展するものと思われる。

また熱処理変形を防止するために、浸炭に代わる表面硬化処理も検討されている。中でも軟窒化処理は処理温度が 550~600°C 前後と A_{c1} 変態点以下であるので変形の発生はほとんど見られない⁶¹⁾。したがつて一部の既存鋼に軟窒化処理をして使用されている部品もあるが、Fig. 11 に示すように既存鋼よりも高い表面硬さと大きな硬化深さを得られる軟窒化専用鋼が開発され⁶²⁾⁶³⁾, ト

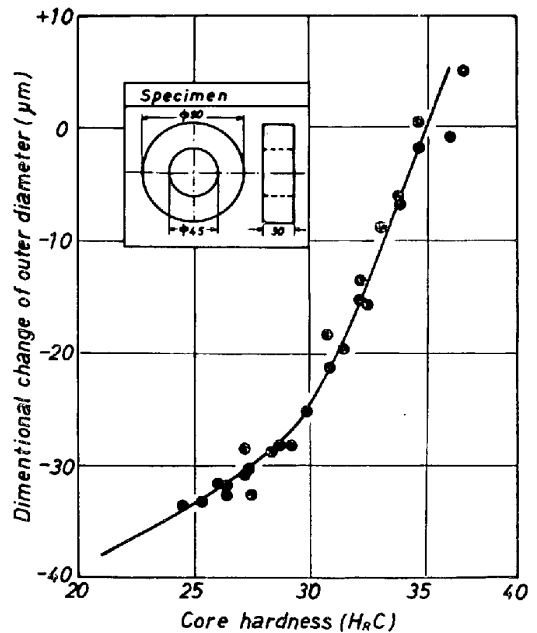


Fig. 10. Influence of core hardness on distortion of a Cr-Mo steel after carburizing and quenching. steel: JIS SCM420 carburizing: 900°C, 3h-850°C, 0.5h; oil quenching

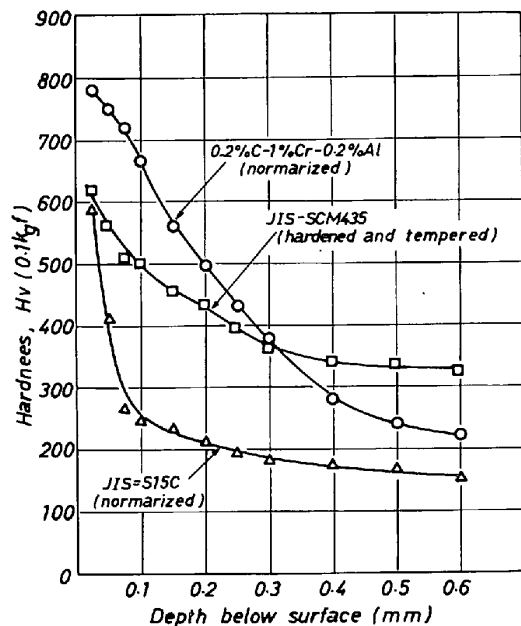


Fig. 11. Cross-sectional hardness distribution after ferritic nitrocarburizing. nitrocarburizing: 580°C, 5h, gas composition: $NH_3/RX=1/1$

ランスミッション部品などに実用化されている。

文 献

- 1) 鉄鋼統計委員会: 鉄鋼統計要覧, (1979), p. 26 [日本鉄鋼連盟]
- 2) 通商産業大臣官房調査統計部: 機械統計月報, (1979) 6

- 3) 大沢 恂: 自動車用鋼材の現状 (日本鉄鋼協会編 西山記念講座) (1978)
- 4) 吉田清太: 鉄と鋼, 63(1977), p. 1588
- 5) 青木 至: 鉄と鋼, 65(1979), p. 687
- 6) 武田喜三: 鉄と鋼, 64(1978), p. 2239
- 7) 岸田寿夫: 電気製鋼, 50(1979), p. 15
- 8) A Technological Study on Energy in the Steel Industry (1976) [IISI]
- 9) 松永 久, 富永忠男, 王寺陸満, 田中英夫: 鉄と鋼, 63(1977), p. 1945
- 10) 沢村栄男: 鉄と鋼, 63(1977), p. 1953
- 11) 川和高穂, 今井寮一郎: 鉄と鋼, 63(1977), p. 1965
- 12) H. USHIYAMA: Electric Furnace Proceedings, 35 (1977), p. 141
- 13) 南雲道彦: 製鉄研究, (1972) 274, p. 1
- 14) 国尾 武, 清水真佐男, 榎本雅己: 材料, 26 (1977) 288, p. 901
- 15) 斎藤 誠, 森井 廉: 電気製鋼, 51(1980), p. 5
- 16) 未発表 (大同特殊鋼)
- 17) L. H. BOYD and J. FIELD: Contributions to the Metallurgy of Steel, (1946) 12, p. 25 [AISI]
- 18) J. S. KIRKALDY: Met. Trans., 4 (1973), p. 2327
- 19) 久松定興, 石島正規, 金沢 孝: いすゞ技報, (1979) 63, p. 18
- 20) 秋田正弥: 電気製鋼, 50(1979), p. 23
- 21) 高井慶和, 稲守宏夫, 加藤善夫: 電気製鋼, 48 (1977), p. 168
- 22) 井上 毅: 制御圧延技術の基礎とその展開 (鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会), (1980), p. 102
- 23) 中島宏興: 鉄と鋼, 66(1980) 4, S 575
- 24) 小野準一, 福井 勲, 今井直樹: 島津評論, 35 (1978) 1-2, p. 15
- 25) 藤井浩一: 電気製鋼, 50(1979), p. 48
- 26) 渡辺一雄, 水野正志, 宇津野光朗, 小牧藤男: 電気製鋼, 47(1976), p. 154
- 27) 未発表 (大同特殊鋼)
- 28) 津田一如: 電気製鋼, 51(1980), p. 51
- 29) 福井彰一: 鉄と鋼, 55(1969), p. 151
- 30) C. F. JSTCZAK: Met. Trans., 4 (1973), p. 2272
- 31) 上原紀興, 礪川憲二, 田中良治: 電気製鋼, 51 (1980), p. 13
- 32) 佐合 修: 特殊鋼, 28 (1979) 11, p. 38
- 33) 小柳 明: 特殊鋼, 28 (1979) 11, p. 23
- 34) 吉村誠恒: 特殊鋼, 28 (1970) 11, p. 33
- 35) 中沢喜与志: 特殊鋼, 28 (1979) 11, p. 33
- 36) 山本俊郎: 特殊鋼, 28 (1979) 11, p. 31
- 37) 垣見 昇, 田村英二郎, 大平直樹, 武田三雄: 住友金属, 22 (1970) 3, p. 334
- 38) 未発表 (大同特殊鋼)
- 39) 前田久義: 鍛造焼入れ, (1967)[日刊工業新聞社]
- 40) 「非調質高張力鋼の研究と開発」特集号: 鉄と鋼 58 (1972), 13
- 41) 上原紀興, 礪川憲二, 田中良治: 電気製鋼, 51 (1980), p. 19
- 42) 高橋政治, 酒井敏男, 大平直樹, 中瀬和夫: 鉄と鋼, 66 (1980) 4, S 522
- 43) 未発表 (大同特殊鋼)
- 44) 未発表 (大同特殊鋼)
- 45) 上原紀興: 特殊鋼, 28 (1979) 2, p. 29
- 46) 清永欣吾, 奥野利夫: 日本金属学会誌, 24 (1960), p. 727
- 47) 大沢 恂: 自動車技術, 31(1977), p. 843
- 48) 特殊鋼, 26 (1979) 6: 快削鋼特集号
- 49) 阿部山尚三, 木村篤良: 特殊鋼, 29(1980) 5, p. 8
- 50) 鋼材倶楽部新製品紹介委員会: JSSC, 8(1973) 75, p. 50
- 51) 高梨省吾: 鉄と鋼, 65(1979), p. 148
- 52) 三本木貢治: 鉄と鋼, 64(1978), p. 145
- 53) 成田貴一, 山口喜弘: 鉄と鋼, 62(1976), p. 885
- 54) 加藤哲男, 阿部山尚三, 斎藤 誠, 中村貞行: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 528
- 55) 加藤哲男, 阿部山尚三, 斎藤 誠, 中村貞行: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 531
- 56) 加藤哲男, 阿部山尚三, 斎藤 誠, 関谷重信: 鉄と鋼, 66 (1980) 11, S 532
- 57) 鮎谷清司: トヨタ技術, 18(1966) 1, p. 11
- 58) 佐藤孝治: 日産技報, 2(1966), p. 71
- 59) 会田俊夫: 機械の研究, 23(1971), p. 905
- 60) 未発表 (大同特殊鋼)
- 61) 渡辺敏幸, 礪川憲二, 加藤哲男: 自動車技術会 学術講演前刷集 (1976) 761, p. 187
- 62) 渡辺敏幸, 礪川憲二, 神谷久夫: 金属材料, 16 (1976) 4, p. 88
- 63) 丹羽祐久, 渡辺昌征, 礪川憲二: 電気製鋼, 51 (1980) 1, p. 24
- ~~~~~
- 自動車用特殊鋼の最近の動向 (2) は「鉄と鋼」次号 (Vol. 67 No. 10) に掲載予定。
目次は下記のとおりです。
3. ばね鋼
 4. 耐熱材料
 - 4.1 概観
 - 4.2 エンジン・バルブ用耐熱材料
 - 4.2.1 吸気バルブ用材料
 - 4.2.2 排気バルブ用材料
 - 4.2.3 バルブ・シート用材料
 - 4.3 排出ガス浄化機器用耐熱材料
 - 4.4 副燃焼室用耐熱材料
 - 4.5 ターボチャージャー
 5. その他の材料
 - 5.1 ステンレス鋼
 - 5.2 電磁材料
 - 5.3 溶接材料
 - 5.4 合金鋼焼結部品
 6. 今後の展望
 7. 結 言