

# 高強度Tiフリーマルエージング鋼の開発

Development of High-Strength Ti-Free Maraging Steel

大石 勝彦\*

Katsuhiko Oishi

雀部 晋輔\*

Shinsuke Sasabe

柴崎 洋志\*

Hiroshi Shibasaki

自動車用無段変速機の金属ベルトに使用される高強度のTiフリーマルエージング鋼を開発することを目的に、優れた機械的特性を実現するための合金設計と、開発した合金の熱処理特性、機械的特性および窒化特性を評価した。Tiフリー化に伴う強度低下を補うためには析出強化相であるNi<sub>3</sub>Mo相の形成を促進するMo、Coの添加量の増加が有効であることを明らかにし、開発合金は母相中に20 nm～30 nmサイズの微細なNi<sub>3</sub>Mo相とNiAl相を形成することで現行材よりも高い熱処理硬さを有し、さらには窒化形成元素のAlおよびCrを添加することで窒化処理が可能であることを確認した。

In order to develop Ti-free maraging steels with superior mechanical properties for use in metal belts for continuously variable transmission systems, the alloy design concept was first studied. Prototype steels were then produced with different alloy compositions, and subjected to different heat treatments. The mechanical and nitriding properties of the resulting specimens were then experimentally investigated. The results indicated that increasing the Mo and Co content led to high strength after heat treatment due to the formation of a high density of fine Ni<sub>3</sub>Mo precipitates. Consequently, a new Ti-free maraging steel containing both Ni<sub>3</sub>Mo and NiAl phases with sizes of 20 to 30 nm was developed, and it was found that it could be readily nitrided because it contained nitride forming elements such as Cr and Al.

\* 日立金属株式会社  
金属材料事業本部  
Advanced Metals Division,  
Hitachi Metals, Ltd.

● Key Words : マルエージング鋼, Tiフリー, CVTベルト

● R&D Stage : Research

## 1. 緒言

2000年代より地球規模の環境問題のひとつとして温暖化抑制が叫ばれ、自動車の燃費向上が強く求められている。このような社会的背景の下に、自動車用無段変速機(CVT: Continuously Variable Transmission)は、燃費向上に貢献することから、国内を中心に広く普及している。特に現在普及しているCVTは金属ベルト式であるが、金属ベルトは、図1に示すように、数百個のV角をもつ薄い鋼製エレメントと、それを両側から挟み付ける2組の10枚程度の薄いスチールベルトで組み立てられている<sup>1)</sup>。スチールベルトに用いられる材料は、溶接性と加工性、窒化性、さらには高い疲労特性が要求されることからマルエージング鋼が使用されている。マルエージング鋼をトランスミッションの摺動部材として用いる場合、自動車の耐用年数からおおよそ10<sup>9</sup>回のギガクラスの繰返し応力が材料に付与されるが、疲労限と考えられていた10<sup>7</sup>回相当応力で破壊しない材料においてもギガサイクル域では材料の内部欠陥を起点とした疲労破壊が起こることが報告されている<sup>2)</sup>。マルエージング鋼はその強化機構

が金属間化合物(Ni<sub>3</sub>Ti, Ni<sub>3</sub>Mo)による析出強化を主体としたものであることから種々の合金元素が添加されているが、この中で特に強化に寄与するTiは非常に活性な元素であり、容易にNやCと結合して硬質の非金属介在物である窒化物(TiN)や炭窒化物(Ti(C, N))を形成し、高サイクル域の疲労起点となるため問題となっている。日立金属では、独自の溶製法によりその非金属介在物の

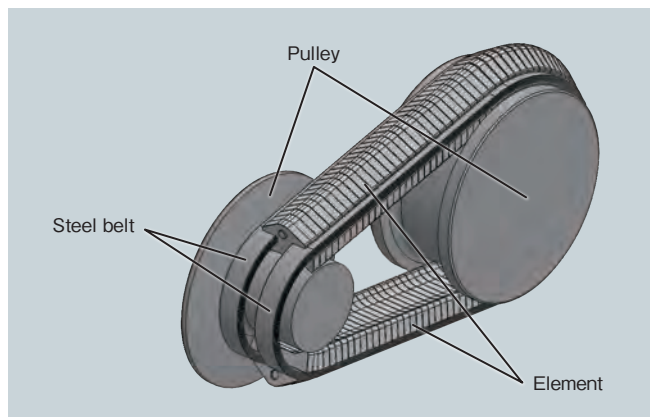


図1 無段変速機用金属ベルトの模式図  
Fig. 1 Schematic illustration of metal belt for CVT

サイズを疲労起点とならないように微細化する技術を確立しているが、さらなる高強度化を実現するためにはこのような介在物の生成自体が問題となる。この問題を解決するためには窒化物あるいは炭窒化物を形成しない Ti フリー化した合金設計が必要である。この課題に対して日立金属は、Ti フリーマルエージング鋼の Alloy B シリーズおよび Alloy C をすでに開発している。その代表的な化学組成と、その化学組成から母相中および窒化層中に形成されると考えられる強化相を表 1 に示す<sup>3)</sup>。Alloy B シリーズは Co 添加量を大幅に低減したもので、Ti フリー化に伴う強度低下を Al 添加により補った鋼であり、Al 添加量により強度水準を調整することが可能である。Alloy C は、Ti フリー化に伴う強度低下を Co 添加量の増加で補った鋼であり、特に Co による Mo 系析出物の析出促進効果を利用したものである。しかし、日立金属が開発した Ti フリーマルエージング鋼の時効硬さの水準は Ti を含む現行材 (Alloy A) 相当であり、さらなる高強度化ニーズに対しては強度が不足することが予想される。

そこで本研究では、自動車用無段変速機の金属ベルトに使用される高強度の Ti フリーマルエージング鋼を開発することを目的に、各種マルエージング鋼の熱処理特性から優れた機械的特性を実現するための合金設計を行う手法が妥当であるかを検証し、その後、開発した合金の熱処理特性、機械的特性および窒化特性を評価した。

## 2. 実験方法

本研究では図 2 のフローチャートに示す工程にて研究を推進した。まず、CVT ベルト用のマルエージング鋼について、既存材や日立金属が過去に開発した開発材を実験

的に作製し、これらの熱処理特性から新合金開発のコンセプトを考察した。その結果をもとに、新合金を溶製し、再び熱処理特性を評価した結果から開発材を選定し、その微細組織の観察と窒化特性について評価した。

### 2.1 供試材

供試材は日立金属現行材の Alloy A と日立金属 Ti フリー材の Alloy B およびその Al 量を変化させたもの、そして Alloy C である。これらの鋼は真空溶解炉により溶製し、10 kg の実験鋼塊を得た。実験鋼塊に熱間鍛造を施し、断面が 20 mm × 90 mm となる鍛造材を作製した。表 2 に供試材の溶製後に分析した化学組成を示す。評価用試験片は鍛造材から厚さ 2.0 mm × 幅 33 mm × 長さ 100 mm の板材を切り出し、冷間圧延と水素雰囲気による 850°C で 1 h の軟化焼鈍を繰り返して 0.18 mm 厚さに調整し、その後、各種の熱処理特性を評価した。

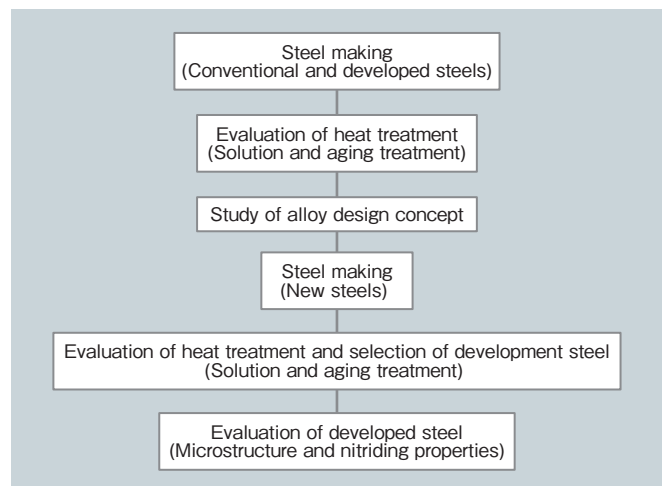


図 2 研究工程のフローチャート  
Fig.2 Flow chart of research process

表 1 既存および開発したマルエージング鋼の化学組成とその強化相

Steels	Ni	Mo	Co	Cr	Ti	Al	Fe	Intermetallic compound in matrix	Nitride in nitride surface layer
Alloy A Conventional steel	18.7	5.0	9.0	—	0.5	0.1	Balance	Ni <sub>3</sub> Ti, Ni <sub>3</sub> Mo	TiN
Alloy B Developed steel	19.0	5.0	5	1	—	0.8-1.5	Balance	Ni <sub>3</sub> Mo, NiAl	AlN, CrN
Alloy C Developed steel	19.0	5.0	12.5	0.5-1.0	—	—	Balance	Ni <sub>3</sub> Mo	CrN

表 2 供試材の化学組成

Steels	Ni	Mo	Co	Cr	Ti	Al	Fe
Alloy A Conventional steel	18.53	5.01	9.20	<0.01	0.48	0.10	Balance
Alloy B Developed steel 1.8%Al	19.15	4.90	5.03	0.98	<0.01	1.82	Balance
Alloy B Developed steel 1.5%Al	19.13	4.93	5.09	0.99	<0.01	1.51	Balance
Alloy B Developed steel 1.2%Al	19.07	4.94	5.06	0.99	<0.01	1.21	Balance
Alloy B Developed steel 0.9%Al	19.08	4.94	5.04	1.00	<0.01	0.89	Balance
Alloy B Developed steel 0.6%Al	19.05	4.96	5.01	0.99	<0.01	0.61	Balance
Alloy C Developed steel	19.00	5.01	12.52	0.53	<0.01	0.01	Balance

## 2.2 熱処理特性

本研究では種々の固溶化処理温度における硬さを測定することで固溶化処理特性(軟化特性)を評価するとともに、種々の時効温度、時間における硬さを測定することで時効硬化特性を評価した。固溶化処理は水素雰囲気中で1,000℃、950℃、900℃、850℃、800℃および750℃で1 h 保持後、急冷した。時効処理は任意の固溶化処理を行った後、アルゴン雰囲気中で520℃、500℃および480℃で1 h、3 h、5 h、8 h 保持し急冷した。硬さ測定は、ビッカース硬度計を用いて荷重0.5 kgfにて測定を行った。なお、後に示す200 kg 鋼塊から作製した試験片については、短時間側の硬化挙動を詳細に確認するため、前述した保持時間に加え、0.17 h、0.5 h 保持を追加して評価した。

## 2.3 新合金の合金設計と評価

新合金の合金設計は、供試材の熱処理特性から強度を発現するためのメカニズムを検証し、得られた結果をもとに実施した。特に、マルエージング鋼の強度支配因子は時効熱処理で析出する金属間化合物であり、これらの析出状態で強度水準が変化することから、本研究では各種マルエージング鋼の金属間化合物種に着目した。

## 2.4 開発材の微細組織観察と窒化特性評価

開発材はその強化機構を確認するために微細組織観察と、CVT ベルトとしての使用を想定して窒化特性を評価した。微細組織観察には透過型電子顕微鏡(TEM: Transmission Electron Microscope)を、窒化特性は、金属組織観察の他、機械的特性の硬さ分布測定、引張試験を評価した。

微細組織観察は、0.4 mm 厚さの試料を900℃で1 h の固溶化処理および480℃で2 h の時効処理を施した後、0.1 mm 厚さになるように機械研磨を行い、イオンミリング加工により観察用試料を作製した。その後、TEM にて微細組織を観察した。

窒化特性評価は、0.4 mm 厚さの試料を900℃で1 h の固溶化処理および480℃で2 h の時効処理を施し、続いてバレル研磨した後に480℃で1 h のガス窒化を行った。その後、以下に示す金属組織観察、硬さ分布測定、引張試験を実施した。

金属組織観察は、圧延方向に平行で且つ、上下面が窒化層となる面が観察面となるように樹脂埋めを行い、鏡面研磨を施した。金属組織観察は、窒化組織観察用にナイタル液を、中心部の母相組織の観察に酸性ピクリン酸アルコール液を用いて観察面を腐食し、光学顕微鏡を用いて観察した。

硬さ分布測定は、表面硬さ、内部硬さ、表面からの硬さ分布を測定した。表面硬さは平面を測定面とし、ビッカース硬度計を用いて荷重0.1 kgf で評価した。内部硬さは、金属観察した面と同じく窒化断面の中心位置を、ビッカース硬度計を用いて荷重0.3 kgf で評価した。表面からの硬度分布は、窒化断面の窒化表面から0.01 mm、0.015 mm、0.02 mm、0.025 mm、0.03 mm、0.035 mm、0.04 mm、0.05 mm 位置を、ビッカース硬度計を用いて荷重0.05 kgf で評価した。

引張試験は、全長が100 mm、幅が25 mm、平行部長が20 mm、標点距離が20 mm、平行部幅が5 mm の試験片を用い、引張速度が2 mm/min となるように破断まで一定速度で試験を実施した。試験は3本実施し、0.2% 耐力、引張強さ、伸びの値はそれぞれの試験結果の平均値とした。

## 3. 実験結果

### 3.1 固溶化処理特性および時効特性

図3に各種マルエージング鋼の硬さにおよぼす固溶化処理温度の影響を示す。固溶化処理後の硬さは、固溶化処理温度の高温化に伴い低下する。これは未固溶で残存していた析出物の固溶度が温度の上昇に伴い増加したことに起因する現象である。本調査で適用する固溶化処理温度は、硬さがほぼ一定値となる最も低い温度の900℃とし、保持時間は1 h とした。これは結晶粒径の過度な成長を抑制するためである。

図4に各種のマルエージング鋼の時効硬化曲線を示す。時効硬化曲線は硬化を生じさせている析出種の違いにより異なる挙動を示す。Ni<sub>3</sub>Mo 相のみを主たる強化相とする Alloy C は、本調査で実施した時効温度520℃、500℃、480℃の条件において、1 h の保持でピーク強度を示し、その後、時効保持時間の増加に伴い硬さが低下

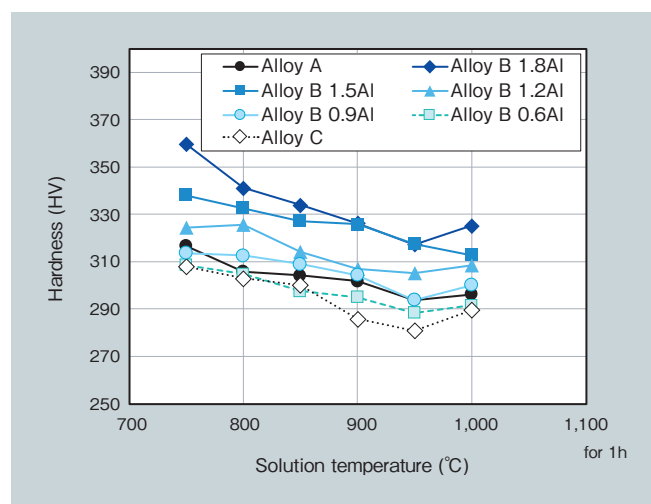


図3 固溶化温度に伴う硬さの変化  
Fig. 3 Change in hardness with solution temperature

する。この傾向は時効温度が高まるほど顕著である。一方で Ni<sub>3</sub>Mo 相に加え、NiAl 相を主たる強化相とする Alloy B シリーズは、時効保持時間の増加に伴い硬さが増す。この傾向は、時効温度が低いほど顕著であり、一方で時効温度の高温化および低 Al 化に伴い短時間側で最高硬さを示す。また、Ni<sub>3</sub>Mo 相に加え、Ni<sub>3</sub>Ti 相を主たる強化相とする既存材の Alloy A の時効硬化挙動は、Alloy B シリーズの高 Al 材と同じ挙動を示し、時効温度の高温化に伴いピーク硬さが得られる保持時間が短時間側へシフトする。各種マルエージング鋼の時効処理で得られる最高硬さは何れも時効温度 480℃ で Alloy A が 584 HV、Alloy B シリーズの高 Al (1.8%Al) 材が 607 HV、Alloy C が 559 HV である。一方で、ピーク硬さが得られる保持時間は、鋼種間で大きく異なっており、強化相によって析出挙動が異なることが示唆される。

### 3.2 マルエージング鋼の強化相の析出挙動

各種マルエージング鋼の時効硬化曲線では、硬化を生じさせている析出強化種により強度の処理時間および処理温度依存性が確認できるが、いずれの析出強化種においても時効時間 1 h で既に時効硬化を開始していること、また、析出強化種により時効時間の増加に伴う硬さの挙動に差が認められることから、各種マルエージング鋼の時効硬化曲線の変化は、析出強化種の成長速度や粗大化過程の違いに起因したものであると考えられる。

ところで、析出物の成長速度は、一般に次の (1) 式<sup>4)</sup>で表され、拡散係数 D、過飽和度 (x<sub>0</sub>-x<sub>1</sub>) に大きく影響する。

$$\frac{dr}{dt} = K't^{\frac{-1}{2}} \quad (1)$$

$$K' = K \frac{\sqrt{D}}{2}$$

$$K = \frac{(x_0 - x_1)}{[(x_2 - x_0)(x_2 - x_1)]^{\frac{1}{2}}}$$

r : 析出相の大きさ, t : 時間, D : 溶質元素の拡散係数  
 x<sub>2</sub> : 析出相の濃度, x<sub>1</sub> : 析出相 / 母相界面の濃度  
 x<sub>0</sub> : 合金の平衡濃度

マルエージング鋼の強化相は、いずれも Ni と結合した金属間化合物であり、添加される金属間化合物の合金元素である Mo, Al, Ti は表 2 に示すように明らかに Ni よりも少量である。析出反応を含む拡散変態は構成要素の中で最も拡散が遅い、あるいは少量元素の拡散に律速されることからここでは Ni<sub>3</sub>Mo 相, NiAl 相, Ni<sub>3</sub>Ti 相をそれぞれ構成する Mo, Al, Ti の α (フェライト) -Fe 中における拡散係数 D を次の (2) 式<sup>5)</sup>をもとに比較した。

$$D = D_0 \exp \left( - \frac{Q}{RT} \right) \quad (2)$$

D<sub>0</sub> : 振動数因子, Q : 活性化エネルギー  
 R : 8.314 J/mol, T : 絶対温度

なお、計算に用いる各元素の振動数因子 D<sub>0</sub> と活性化エネルギー Q はそれぞれ Mo が D<sub>0</sub>=2.51 × 10<sup>-4</sup> m<sup>2</sup>/s, Q = 323.582 × 10<sup>3</sup> J/mol, Al が D<sub>0</sub>=44.00 × 10<sup>-4</sup> m<sup>2</sup>/s, Q = 184.186 × 10<sup>3</sup> J/mol, Ti が D<sub>0</sub>=0.15 × 10<sup>-4</sup> m<sup>2</sup>/s, Q = 251.163 × 10<sup>3</sup> J/mol である<sup>6)</sup>。時効温度 500℃ における各元素の拡散係数は、Mo が 3.65 × 10<sup>-30</sup> m<sup>2</sup>/s, Al が 1.55 × 10<sup>-19</sup> m<sup>2</sup>/s, Ti が 4.26 × 10<sup>-24</sup> m<sup>2</sup>/s であり、比較

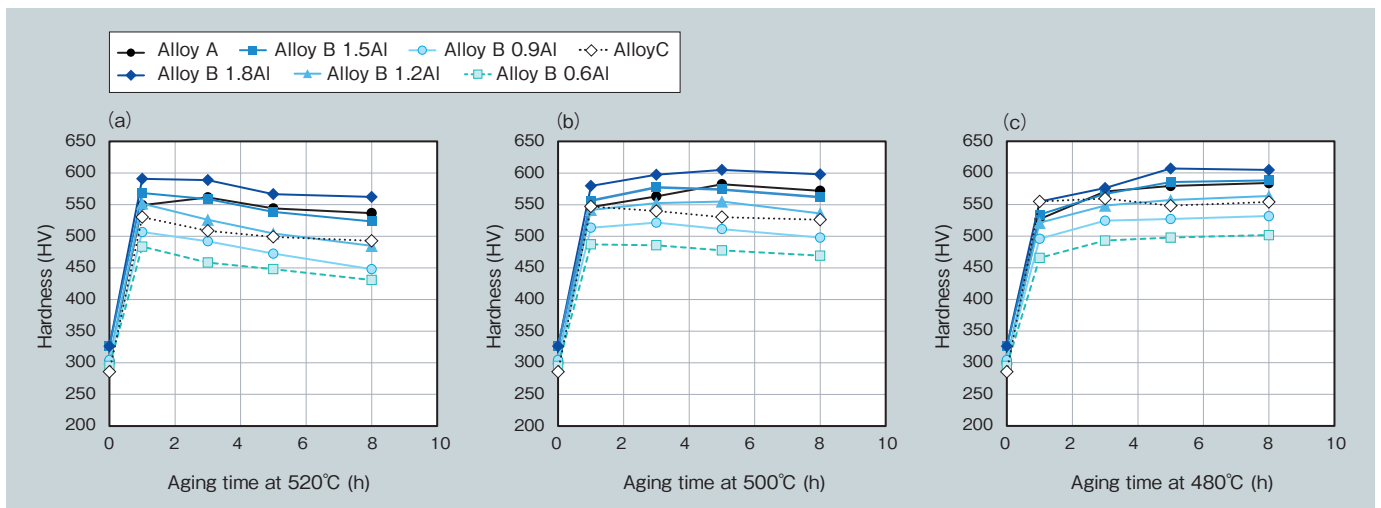


図 4 時効保持時間に伴う硬さの変化 (a) 時効温度 520℃ (b) 時効温度 500℃ (c) 時効温度 480℃  
 Fig. 4 Change in hardness with aging time (a) aging time at 520℃, (b) aging time at 500℃, and (c) aging time at 480℃

した合金元素の中で Mo の拡散係数が最も小さく次いで Ti, Al の順となる。また、各合金元素の原子半径を比較すると Mo が 140 pm, Al が 143.2 pm, Ti が 146.2 pm である<sup>7)</sup>ことから、拡散係数の原子半径依存性は無いと考えるとよく、一方で原子量の比較からは Mo が 95.94, Al が 26.98, Ti が 47.90 となり、原子量の大きさと拡散係数に負の相関があると考えてよく、拡散係数の変化は各元素の原子量の差に起因したものであることが分かる。

本研究で使用する各種マルエージング鋼の過飽和度は、固溶化処理によりすべての合金元素がオーステナイト ( $\gamma$ ) 相中に固溶するため添加量が多い材料系ほど大きくなる。表 2 より、種々のマルエージング鋼の強化相形成元素の添加量を比較すると Mo が最も多く、次いで Al, Ti の順となり Mo の過飽和度が最も大きいことが分かる。

以上より、図 4 で示した時効硬化曲線において、Ni<sub>3</sub>Mo 相のみを主の強化種とする Alloy C が比較した強化種の中で最も時効保持時間が短い 1 h でピーク硬さを示すのは、Mo の過飽和度の大きさによるもので、Ni<sub>3</sub>Mo 相の成長速度が比較した強化種の中で最も大きいことに起因した現象であると推察される。すなわち、本研究で検討したマルエージング鋼の時効処理時における強化種の析出速度は、強化種を構成する合金元素の拡散速度よりも過飽和度に支配的であると考えられる。

### 3.3 新合金の設計

Alloy C は、Ni<sub>3</sub>Mo 相の析出強化を利用し、時効処理時のピーク硬さが得られる保持時間 1 h と短い、ピーク硬さは 550 HV 前後で既存材と同じ、もしくはやや低い。一方で Alloy B は Ni<sub>3</sub>Mo 相に加え、NiAl 相の析出強化を利用し、時効処理時のピーク硬さが 600 HV 前後で優れた時効硬化能を有するが、ピーク硬さが得られる時効時間がおおよそ 5 h である。日立金属が過去に開発したマルエージング鋼よりも高い強度水準を、生産性を考慮して短時間で得るためには Alloy C と Alloy B の析出強化機構を複合化する必要がある。仮に日立金属が過去に開発した Alloy B で 600 HV を得るためには、Al 添加量を調整し時効析出時に NiAl 相を多量に析出させる必要がある。そのために必要な Al 量は、3.1 項で得られた Al 量と

各時効温度における 1 h 保持後の硬さの関係が 1 次の相関が認められたことから近似式を作成し、算出することが可能である。その結果は表 3 に示すとおりで、600 HV を得るために必要な Al 量は時効処理温度により変化し、480°C 時効で Al が質量で約 2.4 % (以下, mass% と示す)、520°C 時効で Al 量が約 1.9 mass% 必要となりこれは日立金属開発材の Alloy B における Al の上限値の 1.5 mass% を大きく上回る。Al 添加量の増加は、窒化特性や介在物品位の悪化を引き起こすため、短時間保持の時効硬さを増加させるためには、NiAl 相に加え Ni<sub>3</sub>Mo 相による強化を高める必要がある、これには前述した Mo の過飽和度を高める必要がある。Mo の過飽和度を高めるためには、材料中の Mo 添加量を増加させる、あるいは Mo の  $\alpha'$  (マルテンサイト) 相中における固溶度を低下させる Co の添加量を増加させるのが有効である<sup>8)</sup>。さらに、時効硬さを増加させるとともに、窒化処理が可能な合金組成とするためには、Mo および Co に加え、窒化形成元素である Cr および Al<sup>9)</sup> を添加する必要がある。但し、Mo は、Ni<sub>3</sub>Mo 相を構成する元素であり既存材よりも高めることが好ましいが、過度の添加は熱処理後に  $\gamma$  相が残留するようになり、強度低下を引き起こす可能性がある。一方で、Co は Ni<sub>3</sub>Mo 相を構成する元素ではないものの前述したように  $\alpha'$  相中の Mo の固溶度を変化させて間接的に Ni<sub>3</sub>Mo 相の析出に寄与することから Co 量を調整する方が素材の相安定性にとって適正であると考えられる。

以上の考え方から、時効処理時の保持時間が 1 h 前後で 600 HV 以上の時効硬さを得るための合金設計として、Alloy B をベースとして Mo, Co, Al, Cr の添加量を調整した Alloy D ~ Alloy H を設定した。表 4 に設計した新合金の化学組成を示す。

表 4 開発した新合金の化学組成

Table 4 Chemical compositions of newly developed steels

(mass%)							
Steels	Ni	Mo	Co	Cr	Ti	Al	Fe
Alloy D	19.00	6.40	9.20	1.00	—	1.00	Balance
Alloy E	19.00	5.00	10.50	1.00	—	1.50	Balance
Alloy F	19.00	5.00	13.00	1.00	—	1.00	Balance
Alloy G	19.00	5.70	10.00	1.00	—	1.20	Balance
Alloy H	19.00	6.00	8.00	1.00	—	1.50	Balance

表 3 種々の時効温度において 1 h 保持で 600 HV の硬さが得られる Al 量

Table 3 Al content needed for 600 HV hardness following 1 h aging at different temperatures

Aging temperature	Approximate equation	Al content for 600 HV hardness	
		(y=600)	(mass%)
480°C	$y = 72.067x + 427.92$	2.388	
500°C	$y = 76x + 444.56$	2.045	
520°C	$y = 92.067x + 429.72$	1.850	

x: Al content, y: Vickers hardness

### 3.4 開発材の熱処理特性および窒化特性

3.3 項で設計した新合金候補材の熱処理特性評価をした。表 4 に示す組成の鋼は真空溶解炉により溶製し、200 kg の鋼塊を得た。その後、断面が 50 mm × 200 mm となるように熱間鍛造を施した後、断面が 2.5 mm × 200 mm となるように熱間圧延を行った。さらに表面の酸化層を除去した後、厚さが 0.4 mm もしくは 0.18 mm となるまで冷間圧延を行った。

図 5 に固溶化処理温度と硬さの関係を、図 6 に固溶化温度と金属組織の関係を示す。本調査で適用する固溶化処理温度は、硬さがほぼ一定値となり、そして結晶粒径の過度な成長を抑制するため 900°C とした。

図 7 に新合金の時効硬化曲線を示す。これより、時効

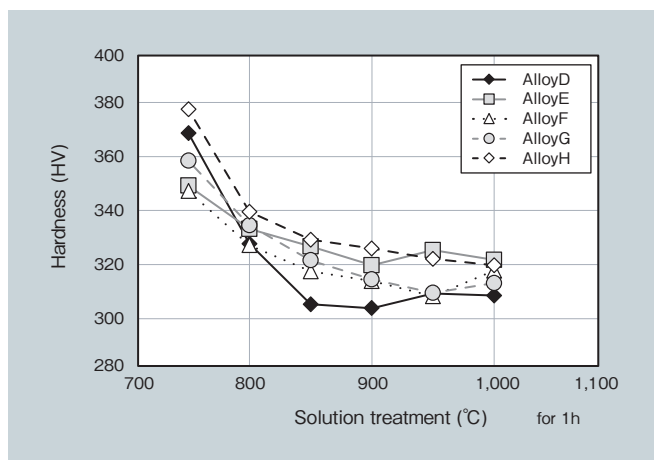


図 5 固溶化温度に伴う硬さの変化  
Fig. 5 Change in hardness with solution temperature

温度の高温化に伴い各時効温度におけるピーク硬さが得られる時間は短時間化するが、最高硬さは低下する傾向を示す。600 HV 以上の硬さは、Alloy E, Alloy F, Alloy G で得られるが、特に Alloy F は、時効温度 520°C, 500°C, 480°C の幅広い温度域において 1 h 保持で 600 HV を超える硬さが得られている。そのため、本研究では短時間で安定した高い時効硬さを有する Alloy F (Fe-19Ni-13Co-1Cr-5Mo-1Al, mass%) を開発材とし、以下に開発材の強化機構および CVT ベルト材への実用化を想定した製造性を確認するために微細組織観察および窒化特性を評価した。

図 8 に開発材である Alloy F の TEM による微細組織観察結果を示す。観察は微細析出物の回折斑点が明瞭になるように B (電子線の入射方向) = [100]  $\alpha'$  を傾斜させて行った。図 8 (a) の明視野像は、母相のラスマルテンサイト組織を示したものであり、図 8 (b) の制限視野回折図形とその解析模式図は母相の [011]  $\alpha'$  の入射方位から得られる電子線回折図形とこれを解析して指数付けしたものである。電子線回折図形の解析より、開発材を構成する相は母相の  $\alpha'$  相に加え、Ni<sub>3</sub>Mo 相および NiAl 相と同定される。図 8 (c) および (d) の暗視野像はそれぞれ電子線回折図形の 012<sub>Ni3Mo</sub> および 0-10<sub>NiAl</sub> の回折斑点から得られたものであり、いずれも 20 nm ~ 30 nm サイズの微細な析出物が母相中に多く形成されているのが確認できる。以上より、開発材は微細析出物の Ni<sub>3</sub>Mo 相と NiAl 相で強化されたマルエージング鋼であることが確認された。

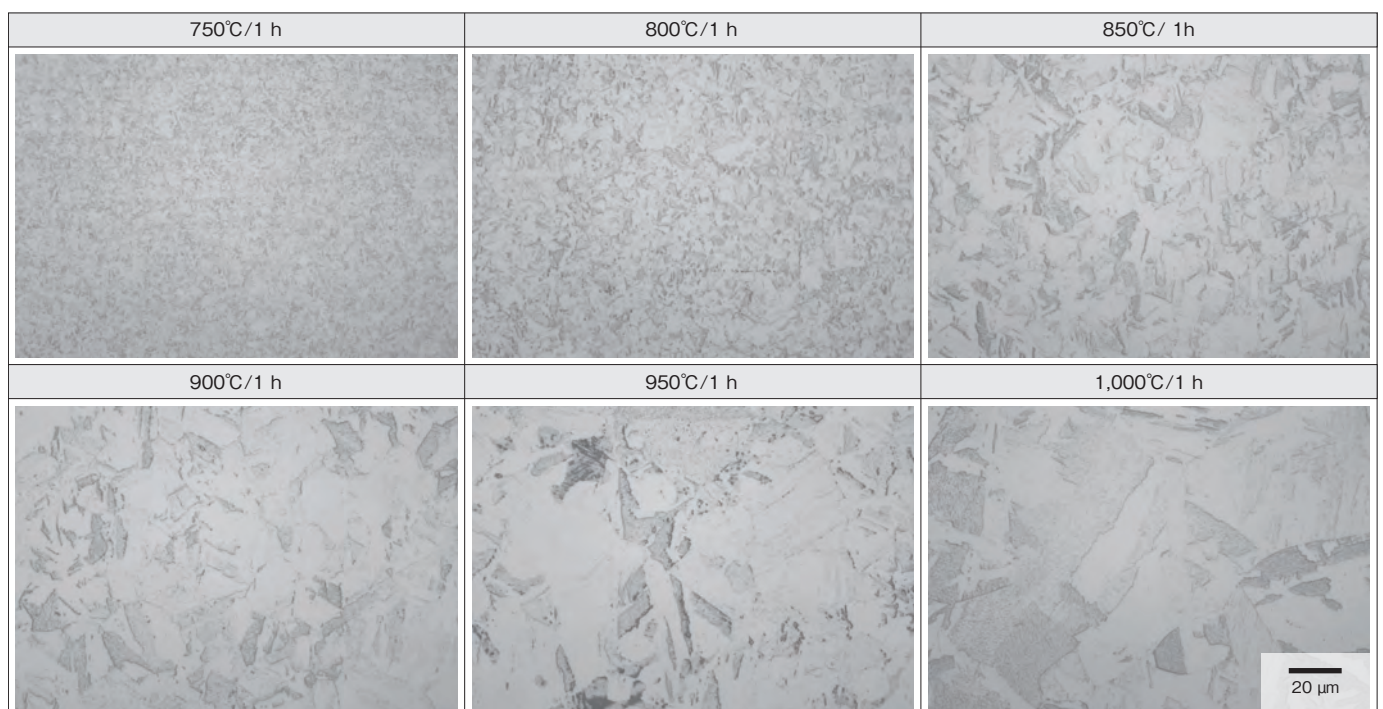


図 6 固溶化温度に伴う金属組織の変化 (Alloy F)  
Fig. 6 Change in microstructure with solution temperature (Alloy F)

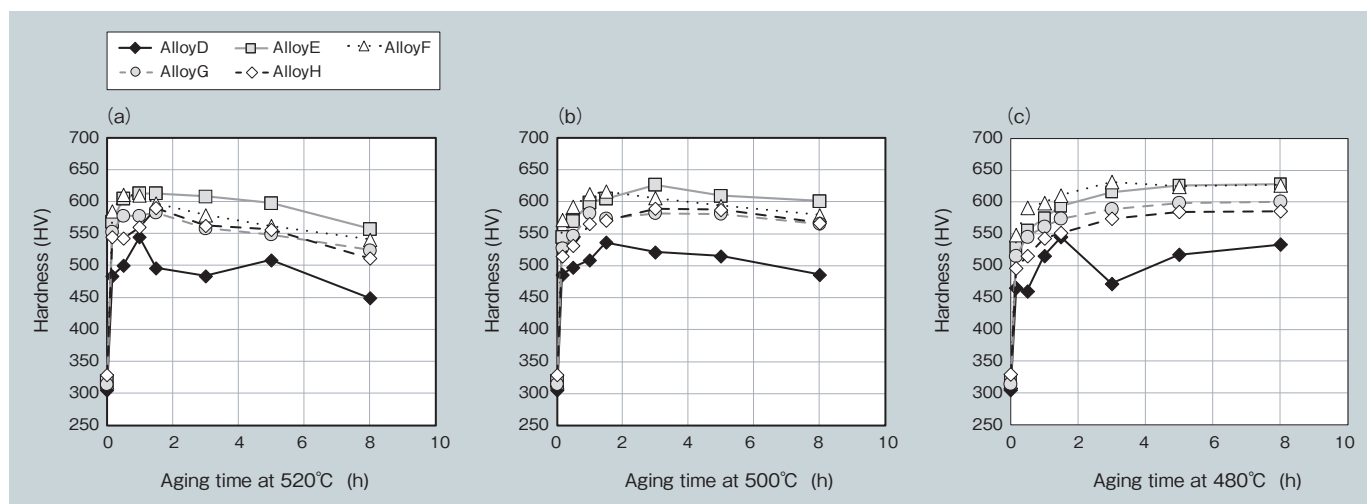


図7 時効保持時間に伴う硬さの変化 (a) 時効温度 520°C (b) 時効温度 500°C (c) 時効温度 480°C  
 Fig. 7 Change in hardness with aging time at (a) 520°C, (b) 500°C, and (c) 480°C

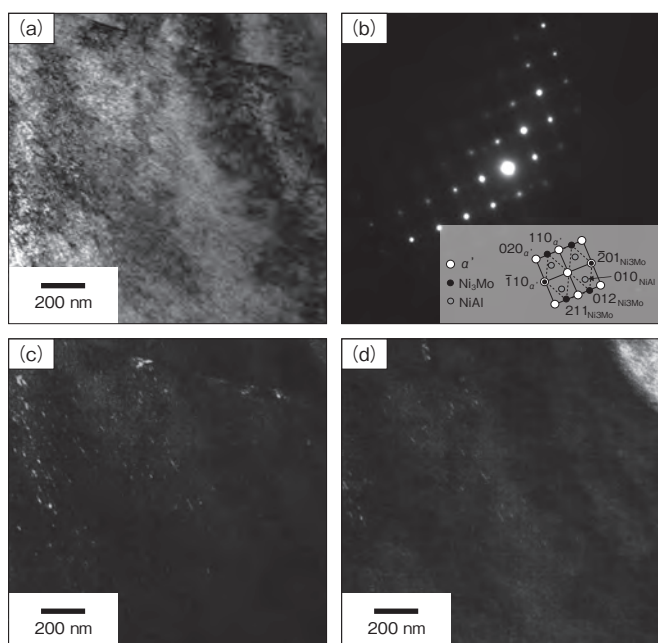


図8 開発材のTEMによる微細組織観察結果 (熱処理: 900°C/1 h + 480°C/2 h) (a) 明視野像 (b) 制限視野回折図形とその解析模式図 (c) Ni<sub>3</sub>Mo相の暗視野像 (d) NiAl相の暗視野像

Fig. 8 TEM images of fine microstructure in developed material (heat treatment: 900°C/1 h + 480°C/2 h) (a) bright-field image, (b) selected area electron diffraction pattern and schematic representation, (c) dark-field image of Ni<sub>3</sub>Mo phase, and (d) dark-field image of NiAl phase

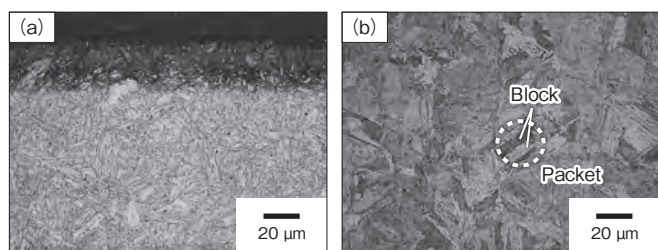


図9 窒化処理後の金属組織観察結果 (a) 窒化表面 (b) 中心部  
 Fig. 9 Microstructure after nitriding treatment for (a) surface area, and (b) center area

図9に窒化処理材の金属組織観察結果を示す。母相組織は何れもラスマルテンサイト組織であり、マルテンサイトの階層組織であるパケット (Packet) やブロック (Block) が明瞭に観察される。腐食コントラストの違いから確認できる窒化層の厚さは 25 μm ~ 30 μm である。

図10に窒化処理材の硬さ分布測定結果を示す。表面硬さは 1,073 HV で内部硬さは 662 HV ~ 685 HV であり、内部硬度よりも高い硬さの値が得られている領域が窒化層であるため、硬さ分布から確認できる窒化層はおおよそ 35 μm 程度である。

表5に窒化処理材の引張試験結果を示す。開発材の0.2%耐力および引張強さはそれぞれ 2,000 MPa を超えており、窒化処理後も高い強度水準を維持していることが分かる。

以上より、本研究の開発材は、Ni<sub>3</sub>Mo相とNiAl相の析出により強化されたマルエージング鋼であり、時効処理後に 600 HV 以上の硬さを有し、さらにはAlやCrを添加することで窒化処理も可能であることを確認した。

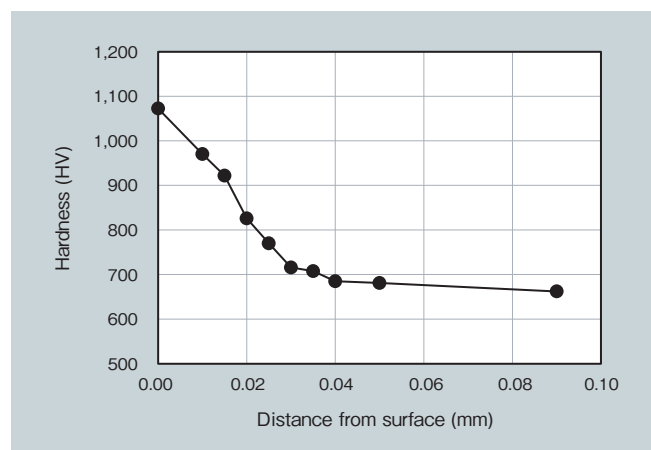


図10 窒化処理後の硬さ分布測定結果  
 Fig. 10 Hardness distribution after nitriding treatment

表5 窒化処理後の引張試験結果

Table 5 Results of tensile test after nitriding treatment

0.2%Y.S. (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
2,094	2,107	2.93

## 4. 結言

自動車用無段変速機の金属ベルトに使用される高強度のTiフリーマルエージング鋼を開発することを目的に、優れた機械的特性を実現するための合金設計を行う手法が妥当であるかを検証するとともに、開発した合金の熱処理特性、機械的特性および窒化特性を評価し、以下の結論を得た。

- (1) 金属間化合物の $\text{Ni}_3\text{Mo}$ 相のみを強化相とする Alloy C のピーク硬さが得られる時効時間は、 $\text{Ni}_3\text{Mo}$  と  $\text{NiAl}$  相を強化相とする Alloy B シリーズや  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  と  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  相を強化相とする Alloy A と比較して短い。これは、材料中の Mo の過飽和度の大きさによるもので、 $\text{Ni}_3\text{Mo}$  相の成長速度が比較した強化種の中で最も大きいことに起因した現象であると推察される。
- (2) 熱処理後の硬さを向上させるためには、 $\text{NiAl}$  相を形成する Al 添加に加え、 $\text{Ni}_3\text{Mo}$  相の形成を促進する Co 添加量の増加が有効である。
- (3) 本研究で開発した新合金の Alloy F (Fe-19Ni-13Co-1Cr-5Mo-1Al, mass%) は、熱処理することで  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  相および  $\text{NiAl}$  相の析出強化により時効保持時間が 1 h で 600 HV 以上の硬さを有し、Al や Cr を含むため窒化処理も可能であることを確認した。

## 引用文献

- 1) 細川：クルマのメカ & 仕組み図鑑，グランプリ出版(2006)，p.168.
- 2) 村上 他，：ギガサイクル疲労，日本機械学会論文集，Vol.70，No.696 (2004)，p.1019.
- 3) Ohishi, et al.: Development of High Fatigue Strength Maraging Steel for CVT Belt, SAE International, (2015).
- 4) 杉本，他：材料組織学，朝倉書店(1991)，p.105.
- 5) 須藤，他：金属組織学，丸善株式会社(1972)，p.66.
- 6) 平野，他：鉄鋼便覧(基礎)，Vol.1, 3rd ed., 一般社団法人日本鉄鋼協会編，丸善株式会社(1981)，p.349.
- 7) R.Ferro, et al: Physical Metallurgy, Vol.1, 4th ed., eds. by R.W.Cahn and P.Haasen, North-Holland, Amsterdam, (1996), p.329.
- 8) 中村：マルエージング鋼の性能と用途，自動車技術，Vol.42，No.6 (1988)，p.705.
- 9) 鈴木：鋼の窒化層におよぼす Cr および Al の影響，鉄と鋼，Vol.81, No.6 (1995)，p.49.



大石 勝彦

Katsuhiko Oishi  
日立金属株式会社  
金属材料事業本部  
冶金研究所  
博士(工学)



雀部 晋輔

Shinsuke Sasabe  
日立金属株式会社  
金属材料事業本部  
安来工場  
技術士(金属部門)



柴崎 洋志

Hiroshi Shibasaki  
日立金属株式会社  
金属材料事業本部  
安来工場