

論 文

UDC 669.15'24'25'28'295-157-194.55 : 620.18 : 621.785 : 539.41.5

280 kg/mm² 以上のマルエージ鋼の強靱化*

宗木政一**・河部義邦***・中沢興三**・谷治治男**

Strengthening and Toughening of Maraging Steel of Over 280 kg/mm²

Seiichi MUNAKI, Yoshikuni KAWABE, Kozo NAKAZAWA, and Haruo YAJI

Synopsis:

In order to develop ultrahigh strength maraging steels of over 280 kg/mm², effects of Mo, Ti, and Al contents and thermomechanical treatments on the strength, ductility, and toughness of Fe-16~17Ni-15Co-4~7Mo-1.0~4.5Ti-0.05~2.0Al alloys have been investigated. The peak-aged hardness increased in proportion to the amount of strengthening elements shown as (Mo+2Ti+1.75Al)%. The increases in the amounts of those elements, however, led to the unstable fractures in low stress level during tensile tests, and this meant that the strength corresponding to the aged hardness could not be achieved. This tendency was more pronounced in the alloys with higher Al and Ti contents than in the alloys with higher Mo contents. The combination of the superior K_{IC} and fine grain size can prevent the low stress unstable fracture up to higher strength levels. It has been shown that, by the combination of appropriate alloy compositions and thermomechanical treatments, the ultrahigh tensile strength up to 330 kg/mm² with the excellent ductility and toughness could be achieved in maraging steel.

1. 緒 言

航空機，ロケットなどの高速飛翔体やウラン濃縮遠心分離機，エネルギー貯蔵用フライホイールなどの高速回転体材料として，比強度の高い材料の開発が要望されている¹⁾．なかでもウラン濃縮遠心分離機の回転胴材料²⁾には，超高速回転に耐えるため著しく高い比強度と優れた靱性，加工性が要求される．

現在，各種の超強力鋼³⁾⁴⁾が開発されているが，その中で 18Ni マルエージ鋼は最も強靱性が優れ，しかも理想的な加工性能を有する鋼種で，主に Mo, Ti 量を調整し，140 kg/mm² から 245 kg/mm² (350 ksi) 級までの鋼種が開発されている．更に高強度の鋼種は，約 10 年前 MIHALISIN ら⁵⁾により 280 kg/mm² (400 ksi) および 350 kg/mm² (500 ksi) 級鋼が提案されている．これらの鋼は，多量の Mo を添加した低Ni-高Co-高Mo 系成分であり，そのため，18Ni 系鋼のような溶体化と時効の通常の熱処理では目標強度が達成できない．これは，Mo が多量添加されているために，通常マルエージ鋼に用いられる温度での溶体化処理では Mo が析出物として残留し，延性，靱性を低下させ，低応力破壊を誘

発するためである．そこで，析出物を完全に固溶させるため，高温で溶体化処理を行なうことが必要となる．一方，この高温溶体化によつて靱性は改善されるが，オーステナイト (γ) 結晶粒が著しく粗大化し延性が極端に低下するため，低応力破壊が発生し，硬さに見合う強度が得られなくなる⁶⁾．そこで，著者らは高温で溶体化処理を行なつた後，冷却過程で加工を加え細粒化する加工熱処理法⁶⁾⁷⁾を考案し，280 kg/mm² 級において優れた延性と靱性を同時に附与できることを報告した．

一方，18Ni 系鋼と同様に溶体化処理を適用して高強度化を図る試みもあり，邦武⁸⁾らは 17.5Ni-20Co-4Mo-1.5Ti 系鋼などで引張強さ 280 kg/mm² と優れた延性，靱性を得ている．このように，マルエージ鋼の高強度化の試みは，成分は 18Ni 245 kg/mm² 鋼の延長上で高Ni-低Mo-高Ti をベースにしたものと，多量の Mo を添加した低Ni-高Co-高Mo をベースにしたものの2つに大別され，処理は溶体化処理と加工熱処理を行なうものに分けられる．そして，一般的には，前者の成分系合金には溶体化処理を，後者には加工熱処理が適用されている．

本研究は，高Ni-高Co-低Mo-高Ti 系をベースに更に

* 昭和 50 年 4 月，51 年 10 月および 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 6 月 10 日受付 (Received June 10, 1977)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro 153)

*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Mo, Ti, Al を添加した鋼種に加工熱処理を適用するという観点から強靱化を図り, 引張強さ 280 kg/mm² 以上の鋼種の開発を目的としたものである. その結果, 適切な合金組成と加工熱処理条件を選定すれば, 300 kg/mm² 以上の強度水準下においても優れた延性, 靱性が得られたので, ここに報告する.

2. 供 試 材

供試材の成分は, 次の考えに基づいて選定された. まず Ni は, 靱性に有効と考えられる⁴⁾⁸⁾ ので多量添加することが望ましいが, Ms 点を著しく下げるので Mo 量の多い系では 16%, Mo 量の少ない系では 17% と一定にした. また Co は, Ms 点を高める効果を有する範囲内でできるだけ添加するという立場から, 15%⁹⁾ を選んだ. Mo は多量添加すると加工熱処理中での再析出が懸念されるので 10% 以下におさえ, それによる強度低下は Ti, Al 量を増加して補った. このように, Fe-16~17Ni-15Co-4Mo-1Ti 系をベースに更に Mo, Ti, Al を添加して高強度化を図ったもので, その化学成分を Table 1 に示した. まず, Mo 系合金では, Ti を

Table 1. Chemical composition of alloys used (wt%).

Alloy series	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Mg	Fe
Mo	16	15	5	2.5	0.1	—	Bal.
	16	15	6	2.5	"	—	"
	16	15	7	2.5	"	—	"
Ti-(4%Mo)	17	15	4	1.5	0.05	0.05	"
	17	15	4	2.5	"	"	"
	17	15	4	3.0	"	"	"
	17	15	4	3.5	"	"	"
	17	15	4	4.0	"	"	"
Ti-(6%Mo)	16	15	6	2.5	0.05	0.05	"
	16	15	6	3.0	"	"	"
	16	15	6	3.5	"	"	"
	16	15	6	4.0	"	"	"
Al	17	15	5	1.0	0.05	0.05	"
	17	15	5	1.0	0.5	"	"
	17	15	5	1.0	1.0	"	"
	17	15	5	1.0	1.5	"	"
	17	15	5	1.0	2.0	"	"

2.5% と一定にし Mo 量を 5% から 7% に変え, Mo 量の影響を検討した. Ti-(4%Mo) 系合金では, Mo を 4% と一定にし Ti を 1.5% から 4.5% に変え, Ti-(6%Mo) 系合金では, Mo を 6% と一定にし Ti を 2.5% から 4.0% に変え, Ti 量の影響を検討した. Al 系合金では, Mo を 5%, Ti を 1% と一定にし, Al を 2.0% まで添加して, Al 量の影響を調べた. また, 0.1% の Al または Al+Mg は, 脱酸・脱硫のため添加した. これらは真空高周波溶解炉で 7 kg インゴットに溶製し, 30 mm 角と 23 mm 角棒に圧延して加工熱処理の素材とした. なお C, Si, Mn, P, S の不純物元素量は, それぞれ 0.002~4%, 0.008~10%, 0.002~3%, 0.002%, 0.005~6% であつた. この素材を 1200 °C の水素雰囲気中で 24 h の均質化処理後, 直ちに 1250 °C の大気炉に移して 1 h 保持した後, Table 2 に示す圧延条件で加工熱処理を行なった. この加工熱処理は, 1) 圧延終了温度をこれらの合金の再結晶温度 (本系合金の再結晶温度は今までのデータ⁷⁾ から 850 °C 付近と考えているが正確には求めている) 以上を目標とし, 4 回のパスにより 23 mm 角棒を 13 mm 角棒 (合計加工度 68%) に圧延して細粒化を図った場合と, 2) さらに結晶粒を細粒にするために加工度を増加し, しかも再結晶温度以下での加工, いわゆるオースフォームの効果をも加えるため 10 回のパスにより 30 mm 角棒を 10 mm 丸棒 (合計加工度 91%) に圧延する場合, の 2 条件下で行なった. 試料は圧延終了後, 6 s 後に水冷し, さらに液体窒素温度で深冷処理を行なった.

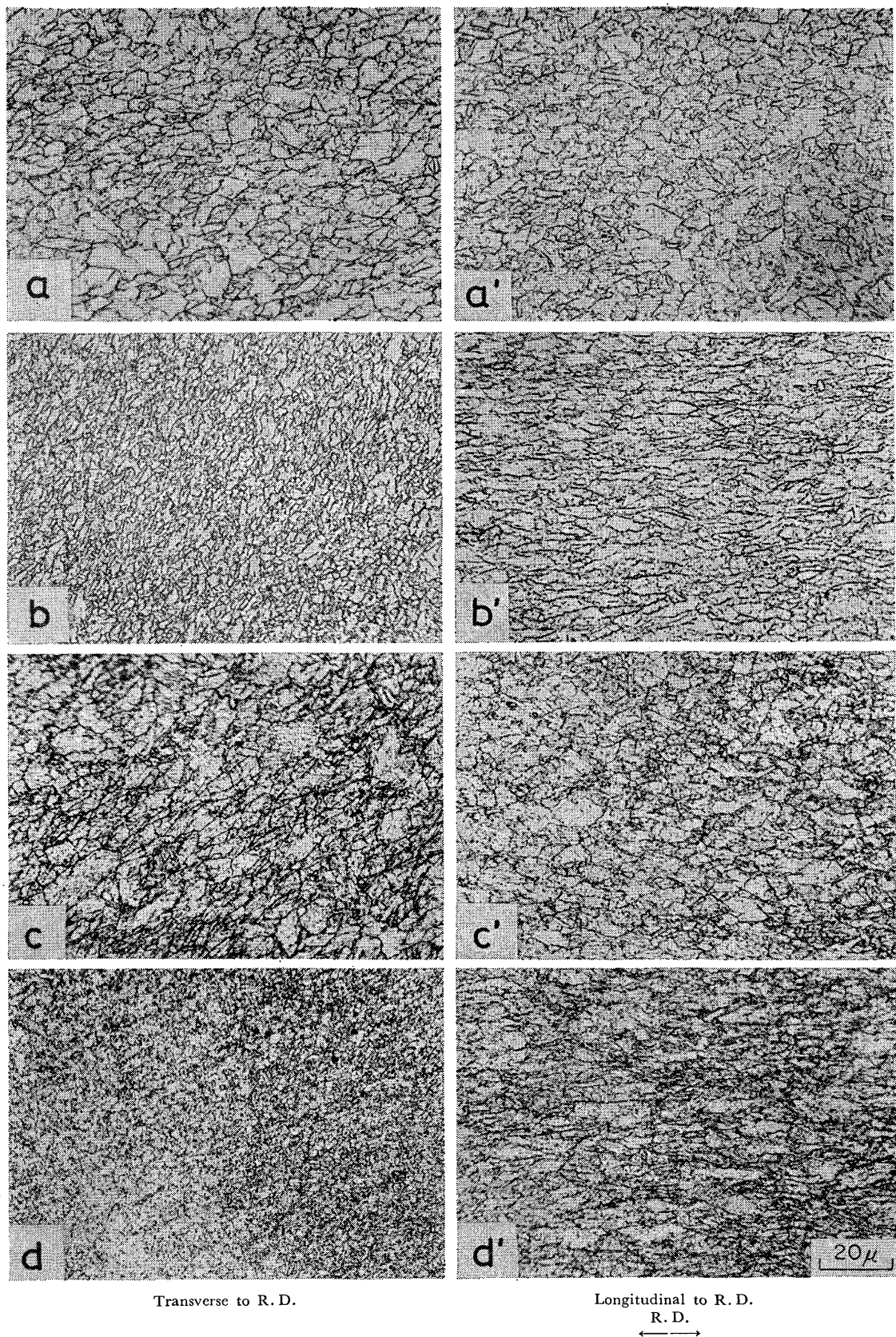
3. 実 験 方 法

組織は, おもに前 γ 粒径を調べる目的で観察した. その際, 前 γ 粒界を現出しやすくするため試料を 550 °C で 10 min 時効し, 15% クロム酸水溶液により電解腐食し, 光学顕微鏡で観察した. また, マルテンサイト下部組織およびオーステナイト中における析出状況は, 圧延ままの試料について透過電顕により観察した.

変態点は, 全自動変態記録測定装置 (フォーマスター) を用い室温から 1250 °C まで 30 min で昇温し, 30 min

Table 2. Rolling condition of thermomechanical treatment (TMT).

	Specimen dimension (mm)		Rolling temperature (°C)		Number of passes	Total reduction (%)
	Initial	Final	Start	Finish		
1)	23 square	13 square	1 200	850	4	68
2)	30 square	10 round		750	10	91



a), a'), b), b') Fe-17Ni-15Co-4Mo-2.5Ti
 c), c'), d), d') Fe-17Ni-15Co-5Mo-1.0Ti-2.0Al
 a), a'), c), c') 68% total reduction
 b), b'), d), d') 91% total reduction

Photo. 1. Optical micrographs, showing the effect of alloy composition and degrees of reduction on prior austenite grain size.

保持した後強制空冷して、 A_s , A_f , M_s , M_f の各変態点を求めた。

硬さは、圧延ままと 400°C から 600°C 間 25°C 間隔の温度において 3 h の等時時効を行なった状態で測定した。

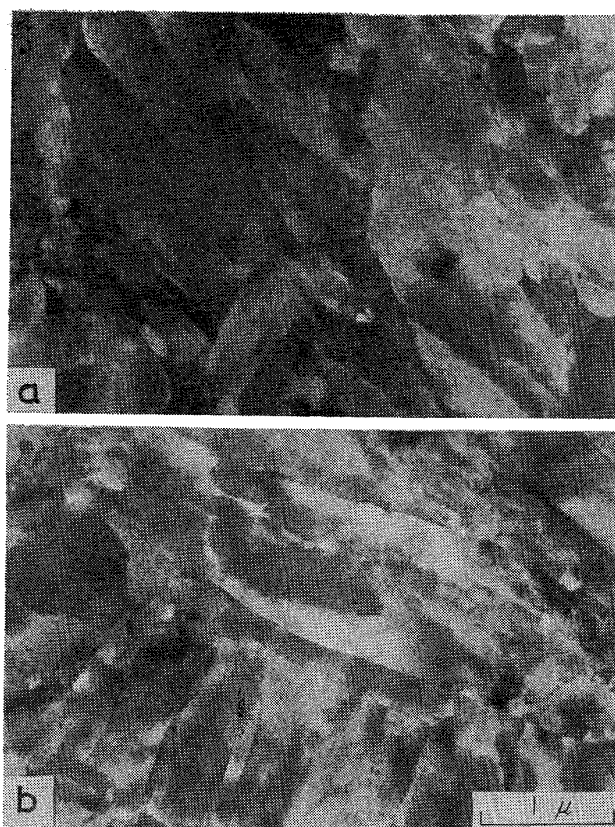
引張試験は、平行部直径 3.5 mm、標点間距離 25 mm の丸棒試験片を用い、2 mm/min の引張速度で行なった。平面歪破壊靱性 (K_{IC}) 試験は、切欠底 0.1R の 2 mm V ノッチシャルピー試験片を用い、圧延ままの状態で疲労亀裂を挿入し、その後時効処理を行ない試験した。なお、引張および K_{IC} 試験片は、最高時効状態として 500°C あるいは 525°C 、過時効状態として 550°C でそれぞれ 3 h 時効した。

4. 実験結果および考察

4.1 組織

Photo. 1 は、Fe-17Ni-15Co-4Mo-2.5Ti 合金および Fe-17Ni-15Co-5Mo-1.0Ti-2.0Al 合金について、加工度 68% と 91% の加工熱処理条件下における圧延方向 (R. D.) に直角と平行な断面の光学顕微鏡組織を示したものである。いずれの合金も加工熱処理を行なう直前には $500\sim 1\,000\ \mu\text{m}$ の結晶粒径であったが、圧延方向に直角な断面の平均粒径は加工度 68% の場合は約 $5\sim 6\ \mu\text{m}$ 、加工度 91% の場合はさらに細粒の約 $4\ \mu\text{m}$ になり、加工熱処理によつて前 γ 粒径が確実に細粒になっていることが認められた。また、圧延方向に平行な断面では、加工度が 68% の場合は、直角断面とほぼ同様な組織であるが、加工度が 91% の場合は圧延方向に大きく引伸ばされている。しかし 68% 加工の場合も、粒は若干変形を受けているので、目標通り再結晶温度以上で完全に圧延が終了しなかつたものと思われ、一方 91% 加工の場合は未再結晶状態で多くの加工が加えられていることがわかる。そして、合金成分の影響については加工度が小さい場合は Mo 量の少ない合金系のほうがいくぶん細粒になる傾向が認められたが、加工度が大きい場合は合金系間での差がほとんどなくなる。

Photo. 2 は、加工熱処理中での再析出が最も懸念される Mo 系合金の時効前の透過電顕組織である。いずれも典型的なラスマルテンサイト組織を示し、Mo が 5% から 7% に増加しても析出物は認められない。以上のように、加工度 68% の場合は $5\sim 6\ \mu\text{m}$ の粒径で、未再結晶状態でほとんど加工が加えられてなくしかも析出物が存在しない組織が得られた。加工度 91% の場合は、さらに細粒の約 $4\ \mu\text{m}$ の粒径であるが、圧延方向に大きく引伸ばされ未再結晶状態で多くの加工が加えられ



a) Fe-16Ni-15Co-5Mo-2.5Ti
b) Fe-16Ni-15Co-7Mo-2.5Ti

Photo. 2. Transmission electron micrographs, showing the effect of Mo content.

た組織が得られた。その際、再結晶温度以下でどの程度の加工度が加えられているかは明らかでないが、光顕組織で見る限りにおいては合金間で大きな差は認められなかつた。また、この場合も析出物は認められなかつた。

4.2 変態点

Fig. 1 は、 A_f , A_s , M_s , M_f の各変態点におよぼす Mo, Ti 及び Al 量の影響を示したものである。 A_f , A_s 点は合金元素の種類、量によつてほとんど変わらない。しかし、 M_s 点と M_f 点は元素量の増加に伴い著しく低下している。Mo と Ti は、1 wt% 当り M_s 点を約 50°C 、 M_f 点を約 30°C 低下させる。それに対し Al は M_s 点を約 20°C 、 M_f 点を約 3°C しか低下させず、Mo, Ti に比較すると M_s 点、 M_f 点を低下させる度合いが小さい。

4.3 硬 さ

Fig. 2 は、加工度 91% 材の 3 h の等時時効硬さ曲線におよぼす合金元素の影響を示した代表例である。基準材の Fe-17Ni-15Co-4Mo-1.5Ti 合金では、圧延ままの硬さが 380 で、時効温度の上昇に伴い著しく硬化し、 500°C で時効前のほぼ 2 倍の最高硬さに達している。この傾向は、Mo, Ti 量が増加してもほぼ同様であるが、

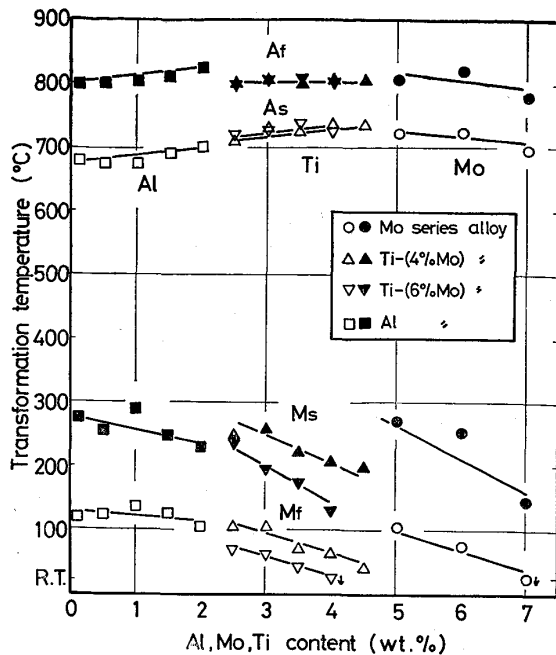


Fig. 1. Effect of Mo, Ti and Al contents on transformation temperature of Fe-16~17Ni-15Co-4~6Mo base alloys.

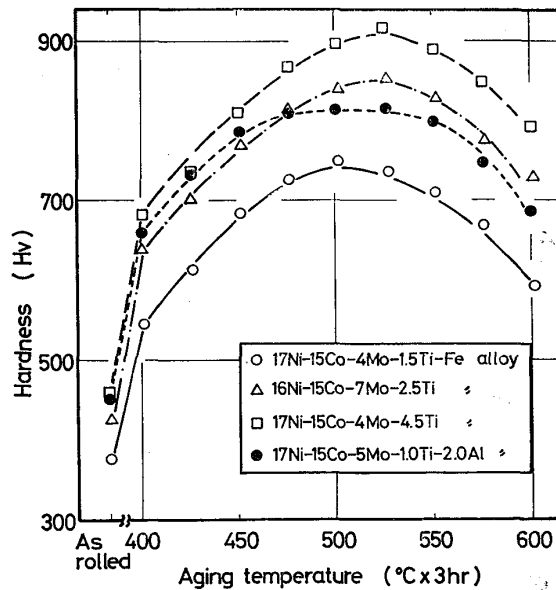


Fig. 2. Hardness change by isochronal aging for 3 h of various alloys.
(Data for 91% total reduction in TMT)

Ti を 2.5% 以上添加した合金では最高硬さに達する温度が、525°C へと上昇している。また、Fe-17Ni-15Co-5Mo-1.0Ti-2.0Al 合金のように Al 量の多い合金では、明りようなピークを示さず最高硬さの得られる温度が 475°C から 525°C の範囲に広がっている。

Fig. 3 は、加工度 91% 材について、圧延ままの硬さと最高時効硬さにおよぼす Mo, Ti 及び Al 量の影響

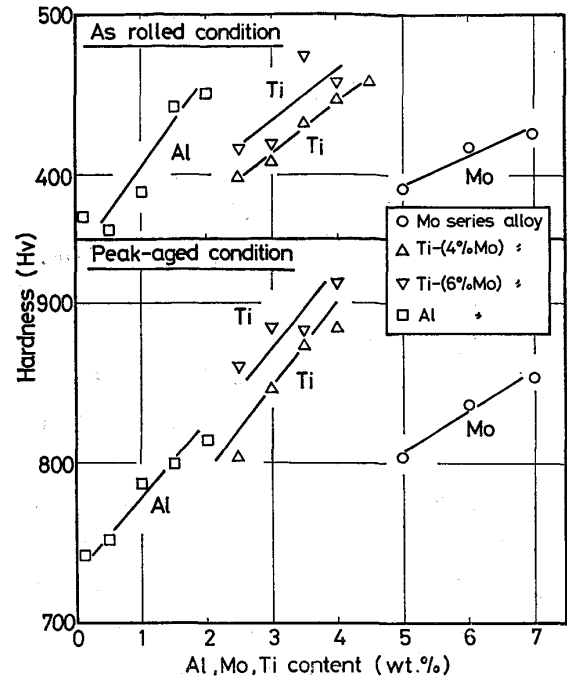


Fig. 3. Effect of Mo, Ti and Al contents on hardness under as rolled and peak-aged conditions.
(Data for 91% total reduction in TMT)

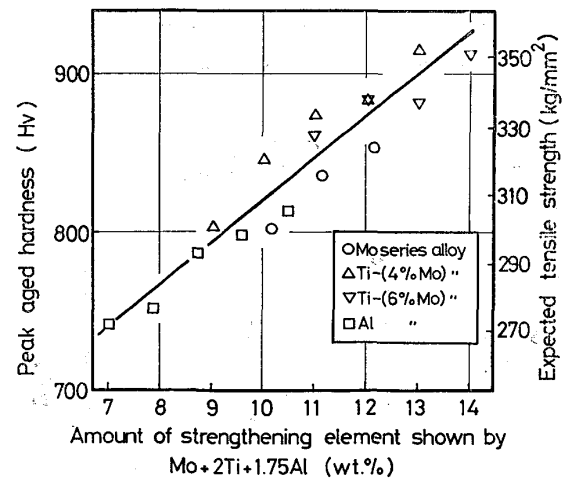


Fig. 4. Relationship between peak-aged hardness and amount of strengthening element shown by Mo+2Ti+1.75Al.

を示したものである。圧延ままの状態では、1 wt% 当り Al が最も硬さを増加し、次に Ti, Mo の順である。最高時効硬さに対しては、1 wt% 当り Ti が最も大きく硬化させ、続いて Al, Mo の順となつている。この最高時効硬さと強化元素量の関係は、Fig. 4 に示すように、Mo+2Ti+1.75Al で整理すると、直線関係で示される。これを at% で比較すると、Mo と Ti の影響は等しく、Al はその 1/2 となる。また、Fig. 3 に示したように、Mo と Ti では一定添加量に対する硬化量が圧

延まの状態で最高時効状態のほうが大きいのに対し、Al では逆に小さくなっている。したがって、Mo、Ti とは異なり、Al は析出相として硬化に寄与していると断定することは難しいと思われる。

すでに示したように、強度上昇を図るために合金元素量を増加すると、 M_s 、 M_f 点が著しく低下する。そこで、 M_s 点を 1°C 低下させると引き替えに時効硬さをどれだけ上昇できるかという観点から強化元素量の影響を比較してみると、Mo を 1 とすれば Ti が 2、Al が 4 となる。このように、Ti、Al は Mo と比較すると、変態点をあまり低下させないで強化元素として機能する利点がある。

4.4 引張諸性質、破壊靱性におよぼす強化元素の影響

Fig. 5 は、Mo 系合金の引張強さ、絞り、 K_{IC} におよぼす Mo 量の影響を示したものである。以下 4 つの図においても白抜きの記号は加工熱処理における加工度が 68% の結果、黒抜きの記号は 91% の結果を示すものである。最高時効状態で 68% 加工の場合は、Mo が 5% から 6% に増加すると強度は上昇するが、7% になると低応力破壊を生じている。 K_{IC} は、Mo 量の増加に伴い単調に減少している。ところが 91% 加工の場合は、低応力破壊を起こさずに、また強度水準も全般に $10\sim 20\text{ kg/mm}^2$ 高く、 330 kg/mm^2 以上の強度に達している。

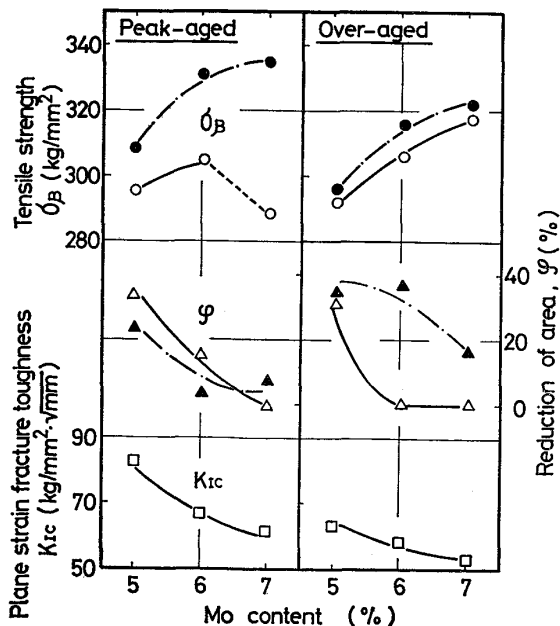


Fig. 5. Effect of Mo content, aged structure and thermomechanical treatment on strength, ductility and toughness of Fe-16Ni-15Co-2.5Ti-XMo alloys.

(Open symbol : 68% total reduction in TMT
Closed symbol : 91% " ")

過時効状態では、68% 加工の場合でも低応力破壊が抑制されているが、その反面 91% 加工を与えても強度は増加しない。しかし、絞りは 91% 加工で著しく改善されている。 K_{IC} は、最高時効状態に比べやや劣っている。

Fig. 6 は、Ti-(4%Mo) 系合金について、同様に Ti 量の影響を示したものである。最高時効状態で 68% 加工の場合は、強度が 300 kg/mm^2 を超えると延性が著しく低下し、低応力破壊が生じてしまう。91% 加工では、Ti 3.5% まで絞りは 30% 以上が得られ、また強度は 325 kg/mm^2 まで達しているが、やはり、Ti が 3.5% 以上では低応力破壊が生じてしまう。過時効状態では、68% 加工の場合、Mo 系合金とは逆に低応力破壊がむしろ促進されている。91% 加工の場合も同様の傾向を示すが、68% 加工と比較すれば低応力破壊は生じにくくなっている。

Fig. 7 は、Ti-(6%Mo) 系合金の結果である。いずれの時効組織においても、Ti-(4%Mo) 系合金に比較すると Mo 量の差により同じ Ti 量において強度は約 20 kg/mm^2 高い。そのため、Ti 量が増加すると延性は著しく低下する。また、この延性の低下は過時効状態でも改善されない。しかし、91% 加工の場合は Mo 系合金と

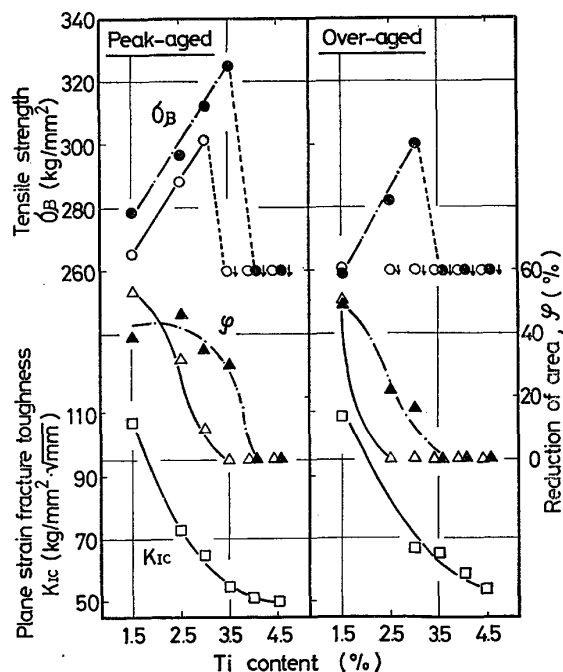


Fig. 6. Effect of Ti content, aged structure and thermomechanical treatment on strength, ductility and toughness of Fe-17Ni-15Co-4Mo-XTi alloys.

(Open symbol : 68% total reduction in TMT
Closed symbol : 91% " ")

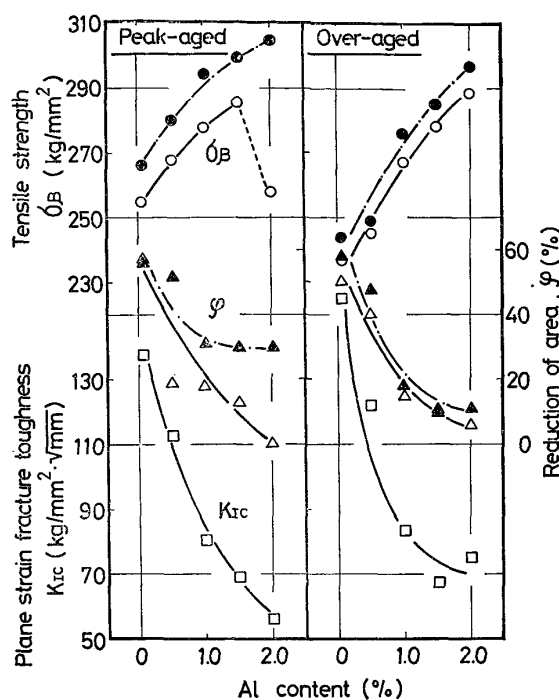


Fig. 8. Effect of Al content, aged structure and thermomechanical treatment on strength, ductility and toughness of Fe-17Ni-15Co-5Mo-1.0Ti-XAl alloys.

(Open symbol : 68% total reduction in TMT
Closed symbol : 91% ")

ず絞りはむしろ増加している。次に過時効状態では、68% 加工の場合は、最高時効状態に比べ Mo 系、Ti-(6%Mo) 系、Al 系合金では低応力破壊が抑制されるが、Ti-(4%Mo) 系合金では逆に低応力破壊が促進される。このように、過時効組織の影響は合金系により異なる。91% 加工でも同様の傾向を示すが、68% 加工の場合より低応力破壊が起りにくくなる傾向は認められる。

Fig. 8 は、Al 系合金について、Al 量の影響を示したものである。最高時効状態では 68% 加工の場合、Al 量の増加に伴い強度は、255 kg/mm² から 285 kg/mm² へ上昇するが、Al 量が 2% になると低応力破壊が発生している。この強度上昇に伴い絞りは 55% から 20% 以下へと減少し、Al 量 2% で零となつている。K_{IC} は、強度の上昇に伴い単調に減少している。ところが 91% 加工の場合は、2%Al においても低応力破壊を起こさずに約 265 kg/mm² から 305 kg/mm² へ上昇している。また、絞りはあまり低下しないで、30% 以上の優れた値が得られている。過時効状態になると、68%、91% のいずれの加工度の場合も、Al 量 2% においても低応力破壊を起こさずに、強度は上昇している。ところが、絞りは 91% 加工においても最高時効状態のような 30% 以上の値を維持しないで、Al 量の増加に伴い 20% 以下へと単調に減少している。

前節では個々の強化元素の影響を示したので、次に Mo, Ti, Al の強化元素の効果を比較する。そのため、強度と直線的な関係がある $\text{Mo} + 2\text{Ti} + 1.75\text{Al}$ 量を横軸として、強度、延性、靱性との関係を示すことにする。Fig. 9 は、最高時効状態で 68% 加工の場合について、それらの関係を示したものである。強度は、いずれの合金系も強化元素量が増加するに伴いハッチ内の領域で上昇する。しかし、Al 系合金では強化元素量が 9.5% を超えると低応力破壊が発生し、Ti-(4%Mo) 系合金では強化元素量が 10% を超えるとやはり低応力破壊が生じる。さらに強度は、Mo 系合金、Ti-(6%Mo) 系合金へと引継がれ 318 kg/mm^2 に達している。このように、Mo

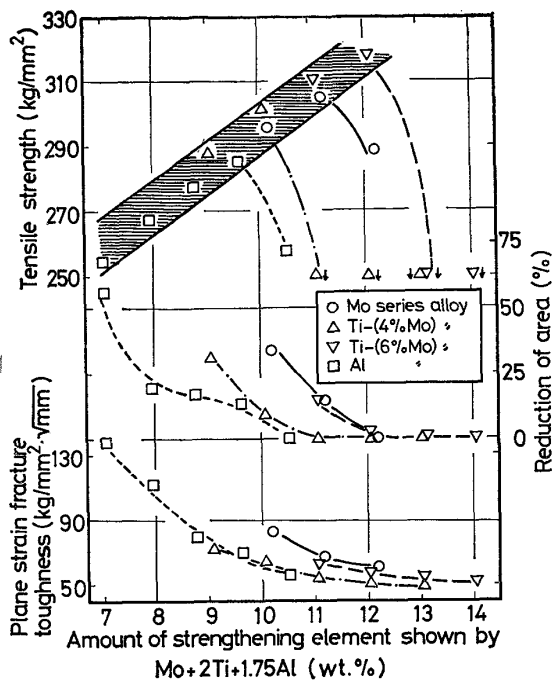


Fig. 9. Relationship between mechanical properties and amount of strengthening element shown by Mo+2Ti+1.75Al. (Data for 68% total reduction in TMT and peak-aged condition)

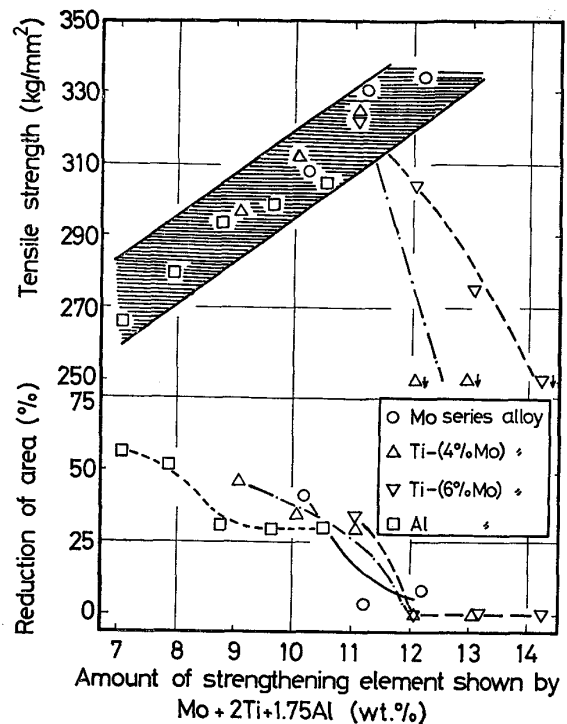


Fig. 10. Relationship between mechanical properties and amount of strengthening element shown by Mo+2Ti+1.75Al. (Data for 91% total reduction in TMT and peak-aged condition)

添加量が少なく、多量の Al, Ti で強化した合金系では、低強度側から低応力破壊が生じやすい傾向にあり、一方、Mo 添加量が多い合金系では比較的高強度まで低応力破壊が生じ難い傾向が認められた。このような強化元素の影響は、FLOREEN ら¹⁰⁾ が切欠引張強さで各元素添加による脆化挙動を比較した結果と一致している。絞りも合金系によつて異なり、Al 系や Ti-(4%Mo) 系合金では強化元素量が 10% を超えると著しく低下するのに対して、Mo 系や Ti-(6%Mo) 系合金では強化元素量が 11% まで 10% 以上の高い値を有している。 K_{IC} も高強度側では合金系による差がなくなるが、Mo 量の多い合金系ではいくぶん高い値を示している。

次に、最高時効状態で 91% 加工の場合について、同様な結果を Fig. 10 に示した。強度は、全体的に 68% 加工よりも約 10 kg/mm² 上昇し、しかもバラツキがいくぶん大きくなっている。バラツキが大きくなるのは、4.1 の金相組織では認められなかったが、加工度が合金系によつて若干異なることによるものと思われる。また、Al 系や Mo 系合金では低応力破壊が起こらなくなり、Ti-(4%Mo) 系合金においても低応力破壊の発生が高強度側へ移動している。絞りは、Al 系合金においても強化元素量 11% まで、30% 以上の高い値が得られている。そして、Mo 系合金では強化元素量が 12% を超

えても約 10% の絞りが得られている。

このように、強化元素量を増加して強度上昇を図った場合、合金成分と加工熱処理条件によつて低応力破壊の発生挙動が異なるのは、Fig. 11 の模式図により次のように説明できる。まず、平滑引張試験における低応力破壊は、結晶粒径がある臨界粒径より大きくなると発生する¹¹⁾¹²⁾。そして、その臨界粒径 d^* は低応力破壊を引き起こすミクロクラックが前 γ 粒径 d の大きさの円盤状クラックであると仮定すると、 $A\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2$ で示される⁶⁾。このように d^* は、 K_{IC} と強度すなわち強化元素量に支配され、 K_{IC} が優れているものほど d^* は大きく、また強度が高くなるほど d^* は小さくなる。実際にどの強度水準から低応力破壊が発生するかという問題は、 d^* の曲線に対して合金の結晶粒径が交差する位置で決められる。この両者が、 K_{IC} の低い Al 系や Ti-(4%Mo) 系合金では、強化元素量の少ないところで交差し、 K_{IC} の高い Mo 系や Ti-(6%Mo) 系合金では高強度まで交差しない。また、加工熱処理中の加工度が大きく、細粒化が促進されれば交差する位置が高強度側へ移動する。言い換えれば、細粒化によつて高強度まで低応力破壊を抑制できることになる。

このような考察は、いずれの時効組織に対しても成り

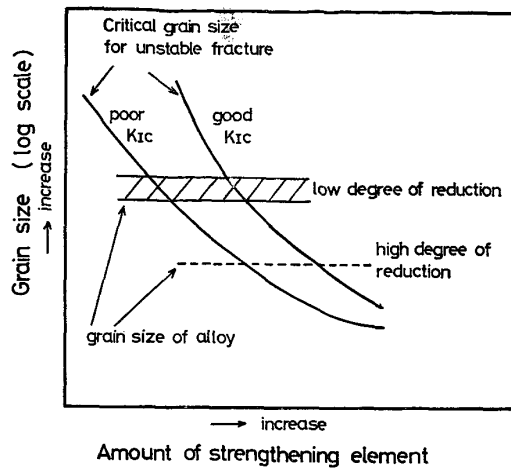


Fig. 11. Schematic illustration explaining the occurrence of unstable fracture in low stress level during tensile tests with varying the amount of strengthening element, K_{IC} and grain size of alloy.

立つものと思われる。したがって、過時効組織において一般に高強化元素量まで低応力破壊が抑制されるのは、主に強度低下に起因するものである。しかし、この組織では結晶粒界などへの優先析出により粒界の凝集力を低下させる状況が合金系によつて異なり、そのため合金系によつては逆に低応力破壊が促進される場合が起こるものと思われる。

4.6 強度と延性、靱性の関係

4.4 および 4.5 節では強化元素量という点から強度・延性・靱性の変化を説明したので、次に、強度水準という観点から延性、靱性の変化を検討してみよう。Fig. 12 は、本系合金の最高時効状態と過時効状態、及び 13Ni 280 kg/mm² 級鋼⁶⁾⁷⁾の最高時効状態について、0.2% 耐力と絞りとの関係を示したものである。強度水準を考慮すると、過時効状態の絞りは最高時効状態に比べやや劣っている。その中で、Mo 系合金の 91% 加工材のみは過

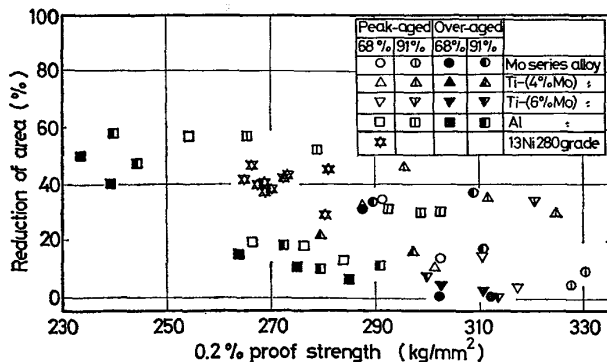


Fig. 12. Relationship between strength and reduction of area of the alloys studied and 13Ni 280 grade steels.

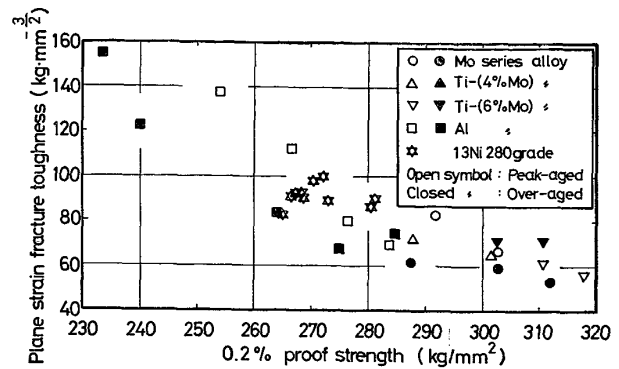


Fig. 13. Relationship between strength and fracture toughness of the alloys studied and 13Ni 280 grade steels.

時効状態でもかなり優れた延性を維持している。最高時効状態においても、68% 加工の場合は 91% 加工の場合より絞りは明らかに劣っている。そして、この 91% 加工の場合の絞りは、強度が 320 kg/mm² に達しても 30% 以上を示し、また 13Ni 280 kg/mm² 級鋼と比較しても遜色のない値が得られている。

Fig. 13 は、本系合金の 68% 加工の場合の最高時効状態と過時効状態、及び 13Ni 280 kg/mm² 級鋼⁶⁾⁷⁾の最高時効状態について、0.2% 耐力と K_{IC} の関係を示したものである。過時効状態の K_{IC} は、低強度側では最高時効状態よりやや劣っているが、300 kg/mm² 以上では両組織間であまり差がなくなる。この場合も本系合金の K_{IC} は、13Ni 280 kg/mm² 級鋼の高強度側への延長線上に位置し、優れた値が得られている。

このように、延性、靱性とも強度水準を考慮すると過時効組織にすることの利点は認めることができず、著者らが従来から主張している⁴⁾¹³⁾ように、マルエージ鋼の強靱性はこのような高強度水準下においても最高時効状態で最も優れていることが裏付けられた。

5. 結 論

280 kg/mm² 以上の高強度マルエージ鋼の開発を目的として、Fe-16~17Ni-15Co-4~7Mo-1.0~4.5Ti-0.05~2.0Al 合金に特殊加工熱処理を適用し、強度、延性、靱性におよぼす Mo, Ti, Al の強化元素量と加工熱処理条件の影響を検討した。その結果、次のことが明らかとなった。

1) 加工熱処理を適用した結果、いずれの合金も析出物がない状態で γ 粒径が 4~6 μ m の組織が得られた。その際、加工度が大きいほど、より細粒の組織になる。

2) 最高時効硬さは (Mo+2Ti+1.75Al)%(wt%) に比例して上昇する。しかし、強化元素量が増加すると平

滑引張試験において低応力破壊が発生し、時効硬さに見合った引張強さが得られない。

3) この低応力破壊の発生挙動は合金系によつて異なり、多量の Al, Ti で強化した合金系では低強度側から低応力破壊が発生し、Mo 量の多い合金系では比較的高強度まで低応力破壊が抑制される。

4) このような低応力破壊の発生は、 K_{IC} と強度すなわち強化元素量によつて決定される臨界粒径と合金の結晶粒径の両者の大小関係に支配される。そして、合金の K_{IC} が高く、細粒組織にすると低応力破壊の発生が高強度水準まで抑制される。

5) 以上の結果、68% の加工度 の 場合は Fe-16Ni-15Co-6Mo-2.5Ti 合金で引張強さ 310 kg/mm²、絞り 14%、 K_{IC} 62 kg/mm²・√mm が得られ、91% の加工度 の 場合は Fe-16Ni-15Co-7Mo-2.5Ti 合金で引張強さ 334 kg/mm²、絞り 9% と Fe-16Ni-15Co-6Mo-2.5Ti 合金で引張強さ 322 kg/mm²、絞り 34% という優れた特性の組合わせが得られた。

終りに本研究を遂行するに当り、御指導御鞭達をいただいた金属材料技術研究所強力材料研究部長津谷和男博士、多くの助言をいただいた強力材料研究部の諸氏、及び加工熱処理実験に協力された工業化研究部溶解圧延室

の齊藤 正、本多均一、小島重信の諸氏に心より感謝致します。

文 献

- 1) 河部義邦: 熱処理, 15 (1975), p. 141
- 2) A. G. HAYNES: "Maraging steels in the ultracentrifuge for enrichment of uranium" May 1974, International Nickel Co.
- 3) 金尾正雄, 河部義邦: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 309
- 4) 河部義邦: 同上, 14 (1975), p. 767
- 5) J. R. MIHALISIN and C. G. BIEBER: J. Metals, (1966) Sept., p. 1033
- 6) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1229
- 7) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 同上, 63 (1977), p. 1691
- 8) 邦武立郎, 岡田康孝: 住友金属, 29 (1977) 2, p. 238
- 9) G. W. TUFFNELL and R. L. CAIRNS: Trans. ASM, 61 (1968), p. 798
- 10) S. FLOREEN and G. R. SPEICH: Trans. ASM, 57 (1964), p. 714
- 11) 安中 嵩, 荒木 透: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 1202, 38 (1974), p. 877
- 12) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr. "Fracture of Structural Materials" (1967), p. 264 [John Willy & Sons]
- 13) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 269