

280 kg/mm² 級マルエージ鋼の組織制御による強靱化*

河部 義邦**・中沢 興三**・宗木 政一***

Strengthening and Toughening of 280 kg/mm² Grade Maraging Steel through Control of Microstructure

Yoshikuni KAWABE, Kozo NAKAZAWA, and Seiichi MUNEKI

Synopsis:

In order to strengthen and toughen 280 kg/mm² grade maraging steels, the effects of solution and aging treatments on the microstructure, tensile properties and fracture toughness have been investigated, and metallurgical factors affecting the strength-toughness balance have been discussed.

Tensile ductility is strongly dependent upon prior γ grain size. Unstable fracture under low stresses occurs due to the decrease in ductility above a critical grain size, which depends on the strength level and fracture toughness of the steel. On the other hand, the fracture toughness is independent upon prior γ grain size but strongly dependent upon undissolved precipitates. The presence of undissolved precipitates can greatly lower the fracture toughness. Therefore, a simultaneous improvement of ductility and toughness would be obtained in the fine grained martensite structure without undissolved precipitates. Three special treatments, which consist of complete solution treatment of undissolved precipitates and grain refinement, have been proposed by utilizing the difference of metallurgical factors affecting the ductility and toughness respectively. Simultaneous improvements of the ductility and toughness for the higher strength level of 13 Ni-15 Co-10 Mo steel are obtained by a special thermomechanical treatment.

1. 緒 言

18 Ni 系マルエージ鋼では現在 245 kg/mm² (350 ksi) 級までの鋼が開発され、更に高強度の鋼種は約 10 年前 MIHALISIN ら¹⁾ により 280 kg/mm² (400 ksi), 350 kg/mm² (500 ksi) 級鋼が提案されている。近年、宇宙、海洋、原子力開発などの先端技術分野の進歩に伴い、このような著しく高い強度とかなりの靱性を有する材料が注目^{2)~4)} され、280 kg/mm² 級鋼についても、いくつかの報告^{5)~12)} がある。その結果、1) 熱間圧延のままのほうが、その後溶体化処理を行なった場合より、延性、靱性が良く^{8)~10)}、2) 通常より高目の温度で溶体化処理を行なうと優れた性質が得られる^{6)~12)}、ことなど、18 Ni 系マルエージ鋼とは異なる結果が明らかにされている。280 kg/mm² 級鋼は、18 Ni 系鋼とは成分系が大きく異なり、硬化元素として Ti に変わって多量の Mo が添加されている。そのため、280 kg/mm² 級鋼では、18 Ni 系鋼に通常用いられる 820°C 近傍の温度での溶体化処

理では多量の析出物が残留しており^{9)~12)}、そのことが上述の違いとして現われていると推察されるが、このような組織因子と強靱性および延性の関係は十分明らかにされていない。

また、このような高強度水準下においては、単に強度を増大することは大きな意義があるとは言えないことに留意する必要がある。たとえば、18 Ni 系マルエージ鋼では亀裂の先在を前提とする限り、現在用いられる強度の限界は約 280 kg/mm² であると指摘され¹⁶⁾、この限界を乗り越えるには、積極的に強靱化を図ることが不可欠である。

そのため 280 kg/mm² 級マルエージ鋼について、溶体化処理と時効処理の影響を調べ、強度、延性、靱性と組織因子の関係をまず検討した。その結果、延性と靱性では組織因子の影響が異なることを明らかにし、その点を利用し、特殊な処理を適用することにより強度、延性、靱性の3者を同時に改善できる結果を得たので、ここに報告する。

* 昭和 49 年 4 月 本会講演大会にて発表 昭和 50 年 12 月 23 日 受付 (Received Dec. 23, 1975)

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

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

Table 1. Chemical composition (wt%) and transformation temperature(°C) of the steels used.

Steel	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Mf	Ms	Af
K70	13.1	14.5	7.36	0.18	0.080	—	—	—
K71	13.1	14.6	10.0	0.18	0.061	69	215	833
K72	13.0	14.6	13.0	0.19	0.051	< R T	90	847
S U91	15.0	23.8	7.78	0.16	0.066	94	222	830

C : 0.002~4, Si : 0.008~10, Mn : 0.002~3, P : 0.002, S : 0.005~6.

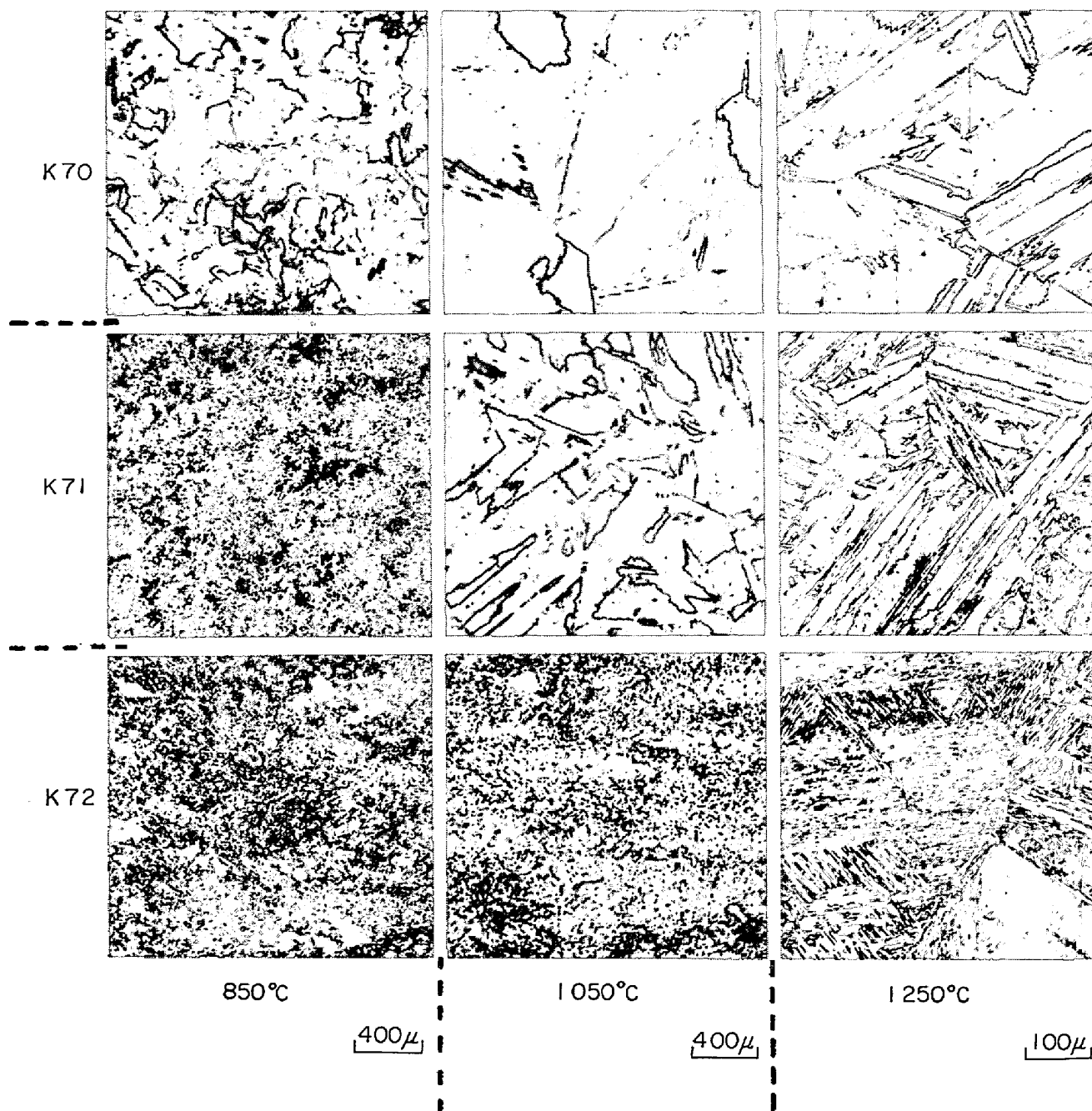


Photo. 1. Optical micrographs of K 70~72 steels under as solution treated condition, showing the effect of solution treatment temperature.

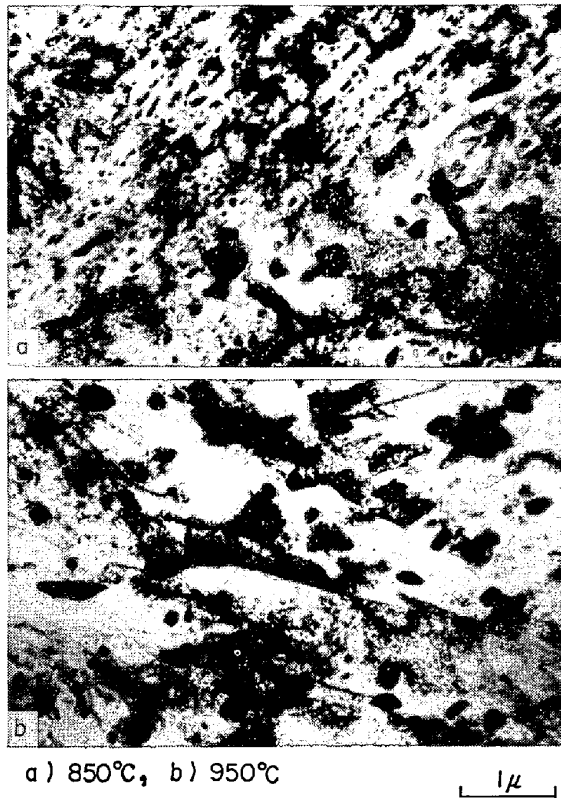


Photo. 2. Transmission electron micrographs of K 71 steel solution treated at 850°C and 950°C for 2 hr, showing the morphology of undissolved precipitates.

2. 試料および実験方法

2.1 試料および熱処理

供試材として、MIHALISIN らが提案した 280 kg/mm² 級鋼 13 Ni-15 Co-10 Mo 系の Mo 量を 7, 10, 13 % に変化した 3 鋼種と、著者らの予備試験において 13 Ni-15 Co-10 Mo 鋼と等しい強度水準で好結果が得られた 15 Ni-25 Co-7 Mo 鋼の計 4 鋼種を用いた。その化学成分と変態点を Table 1 に示す。これらは真空高周波溶解炉で 7 kg 溶製し、1250°C で 1 hr 加熱後、すべて 12 mm 厚、80 mm 幅の板に圧延した。

溶体化処理は 850°C から 1250°C まで 100°C 間隔の温度で 2 hr 行ない、水冷した後、液体窒素温度で深冷処理した。試験片はこの段階で作成し、試験片の軸方向は圧延方法と平行になるように採取した。

時効処理は 450°C から 550°C の間で行なった。機械的性質はおもに 500°C で最高硬さが得られる状態 (2~4 hr) に時効して求めたが、更に時効組織の影響を検討するため、450°C と 550°C でそれぞれ 2 hr の時効処理をも行なった。

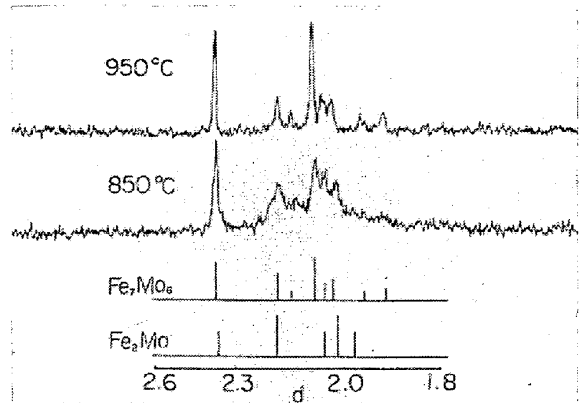


Photo. 3. X-ray diffraction of electrolytically extracted residues in K 71 steel solution treated at 850°C and 950°C.

2.2 試験方法

引張試験には、直径 4 mm、標点間距離 25 mm の丸棒試験片を用い、インストロン試験機により、0.5 mm/min のクロスヘッド速度で試験した。

平面歪破壊靱性試験は、Vノッチの先端を 0.1 mm R にしたシャルピー・サイズの試験片を用い、ASTM 規格¹⁷⁾にもとづいて行なった。ただ、疲労予亀裂は時効処理後では長さを制御することができなかつたので、溶体化処理状態で挿入した。これらの試験はいずれも常温で行ない、試験片の破面は走査型電顕により観察した。

3. 実験結果

3.1 組織

Photo. 1 に、K 70~72 鋼の溶体化処理状態の光学顕微鏡組織を示した。Mo 量が最も少ない K 70 鋼では、850°C の溶体化状態ですでに析出物はほとんど固溶し、残留していない。それに対し、K 71 鋼では 950°C、K 72 鋼では 1050°C の溶体化処理状態まで多量の析出物が残留している。基質はいずれもラス・マルテンサイト組織で、溶体化処理温度の上昇に伴い前 γ 粒径は大きくなり、特に析出物が固溶すると急激に粗粒化する。また、溶体化処理温度が低い場合には、一部バンド組織が認められる。また、SU 91 鋼における組織変化は、K 70 鋼とほぼ一致している。

Photo. 2 は透過電顕組織により K 71 鋼の残留析出物の様相を示したものである。850°C 溶体化の場合、前 γ 粒界およびラス境界に沿って析出したと推察される分布を示す、0.05~2 μ の大きさの析出物が一面に認められる。950°C では析出物が粗大化するとともに、量も若干減少している。一方、この鋼を 1250°C で溶体化処理を行ない、850°C または 950°C に直接焼入れて 2 hr 保持

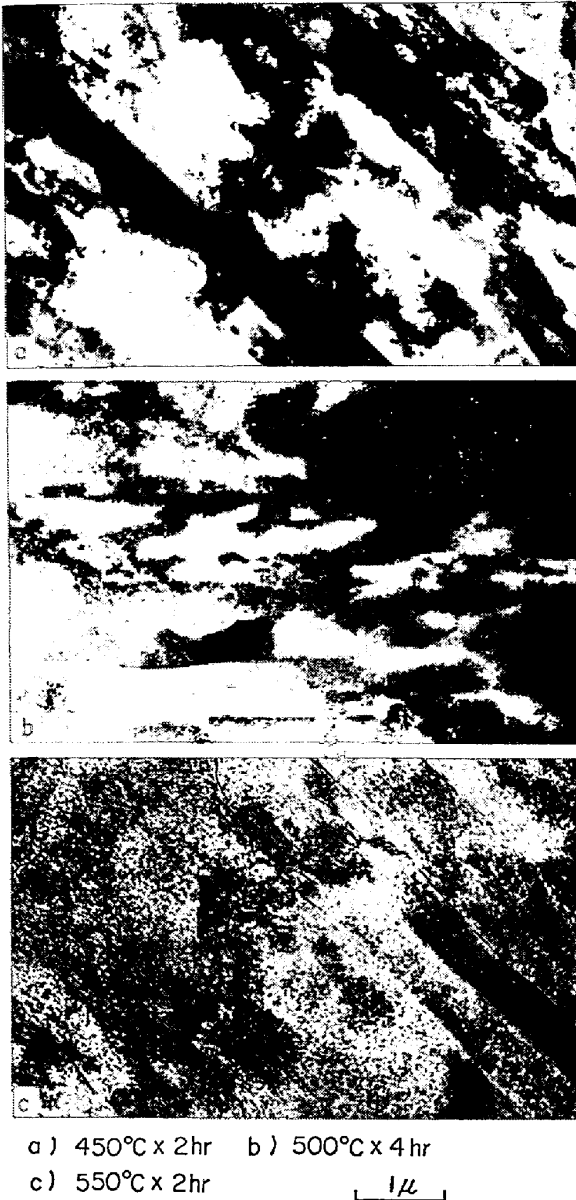


Photo. 4. Transmission electron micrographs of K 71 steel solution treated at 1250°C, then aged at 450°C x 2 hr, 500°C x 4 hr and 550°C x 2 hr, showing the effect of aging treatment.

した後常温に冷却すると、前 γ 粒界に沿って少量の析出物が認められるのみで、粒内にはまったく析出していない。したがって、溶体化処理状態で認められる残留析出物は、おもに溶体化温度へ加熱の際マルテンサイト組織中で析出し、それが合体成長して残留したものと推察される。なお、この詳細については別報で報告する予定である。

次に、これらの残留析出物を電解分離し、X線回折により同定した結果を、Photo. 3に示した。950°C溶体化の場合には、 $(Fe \cdot Co)_7Mo_6$ μ 相のみ、850°Cの場合には μ 相のほかにも Fe_2Mo も混在すると推察させる回折図が得ら

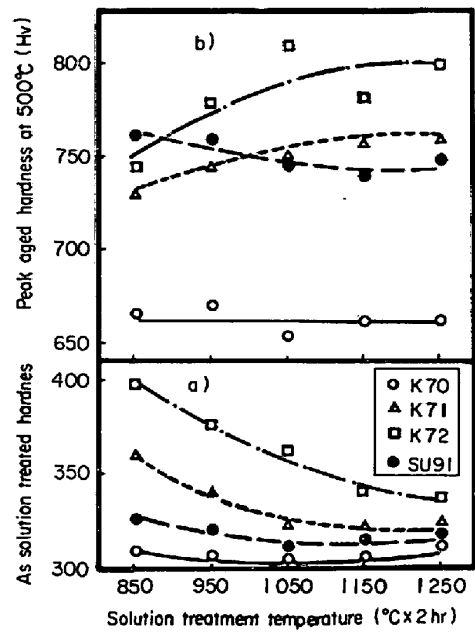


Fig. 1. Effect of solution treatment temperature on a) As solution treated hardness, and b) Peak hardness after aging at 500°C.

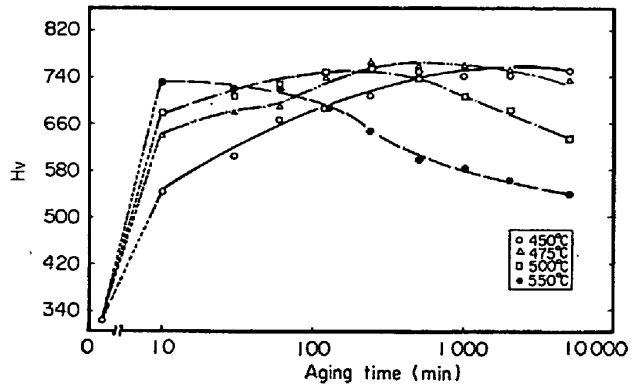


Fig. 2. Hardness change of K 71 steel solution treated at 1250°C by isothermal aging at 450°C~550°C.

れた。この結果は、Photo. 2 (a)において大小二種類の析出物が存在すること、更にFe-Mo系状態図¹³⁾¹⁴⁾において約900°Cを境としてそれ以下での平衡相が Fe_2Mo であることから予測されるが、組織中でどれがどの相であるかは識別できない。

Photo. 4は、K71鋼、1250°C溶体化材の時効組織を示したものである。500°C、4hr時効の最高時効組織では著しく微細な析出物が全面に認められ、550°C、2hr時効の過時効組織ではかなり大きく成長している。ただ、この過時効組織では、逆変態による γ 相の生成がほとんど観察されない。この現象は、Ni量が少なく、Co量が多いことにより逆変態 γ 相の生成が抑制され、過時

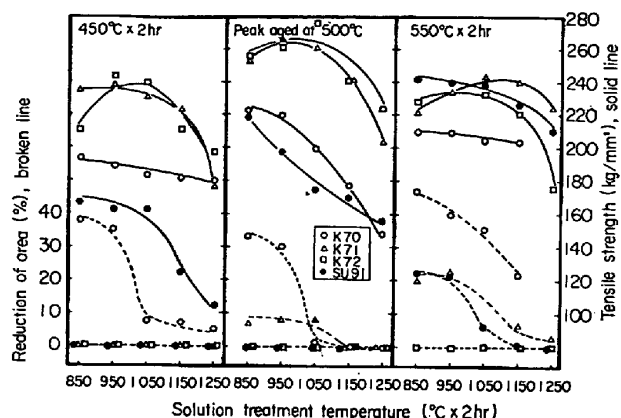


Fig. 3. Relation between tensile properties and solution treatment temperature of the steels aged under three conditions.

効過程の初期段階がおもに析出物の凝集過程によつてのみ生じることを示すもので、18Ni系マルエージ鋼とかなり異なる点である。なお、時効による析出相は、著者らは同定できなかつたが、MIHALISIN ら¹⁾は $Fe_7Mo_6\mu$ 相、DRAPIER ら¹¹⁾は $FeMo\sigma$ 相であると報告している。

3.2 硬 さ

Fig. 1 (a)に溶体化処理状態の硬さにおよぼす処理温度の影響を示した。この硬さ変化は、組織観察における残留析出物の挙動とよく対応し、残留析出物が多いほど硬く、前 γ 粒の大きさにはほとんど依存していない。析出物が固溶化した1250°C溶体化材の結果によると、1wt%当り Mo は4.3, Co は0.7 ピッカース硬さを増加する。

Fig. 2 は、K71 鋼、1250°C溶体化材の450°Cから550°Cでの時効硬さ曲線を示したものである。この曲線から求められる各温度での最高硬さは、時効温度による変化が少なく、特に高温域での硬さ低下の度合が、18Ni系マルエージ鋼と比較すると非常に小さい特徴がある。この現象は、Photo. 4で示したように逆変態による γ 相の析出が抑制されていることによるものと思われる。そのため、この鋼は18Ni系鋼に比し、時効温度をいくぶん高温域に拡大できる可能性がある。

また、最高時効硬さと溶体化処理温度の関係は、Fig. 1 (b)に500°Cでの結果を示したように、残留析出物が多い処理ほど、得られる硬さは低く、析出物が固溶した状態では処理温度の影響はほとんど認められなくなる。1250°C溶体化材の500°C時効結果によると、1wt%当り Mo は25, Co は9, 最高強さを増加する。

3.3 引張諸性質

Fig. 3に、450°C 2hr (under aged), 500°C 最高時効

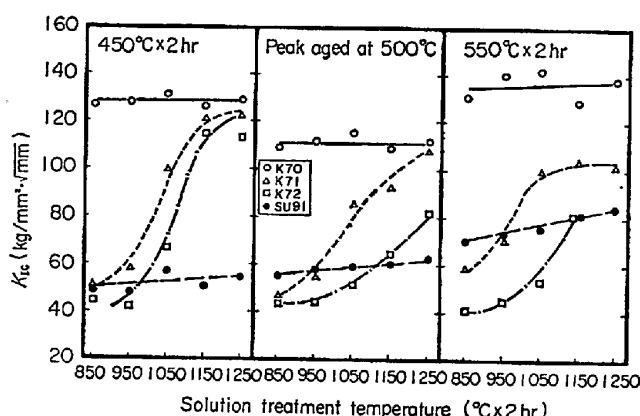


Fig. 4. Relation between plane strain fracture toughness and solution treatment temperature of the steels aged under three conditions.

硬さ状態(peak aged) および550°C 2hr(over aged)の時効を与えた状態の引張性質と溶体化処理温度の関係を示した。いずれの時効状態でも、引張強さは溶体化処理温度の上昇に伴い、あまり変化しない部分と急激に低下する部分とがある。後者の部分は低応力破壊が生じ、時効硬さに見合った強度が得られなかつたところである。また、Mo量の多い試料で溶体化温度が850°Cから1050°Cに上昇すると若干の強度上昇が認められるが、これはFig. 1 (b)に示したように時効硬さが増加するためである。

絞り率は、溶体化処理温度の上昇に伴い一般に急激に減少し、前 γ 粒径の変化とよく対応する。この傾向はMo量の多い試料ほど著しく、たとえばK72鋼では850°C溶体化の場合でも降伏と同時に絞り零で破断する。また、13Ni-15Co-Mo系鋼より15Ni-25Co-7Mo鋼のほうがこの傾向は著しいと思われる。すなわち、K71鋼とSU91鋼はほぼ等しい時効硬さが得られるが、延性はSU91鋼のほうがかなり劣り、500°C最高時効硬さ状態でSU91鋼は850°C溶体化の場合でも低応力破壊が生じている。

時効処理の影響については、500°C最高時効硬さ状態に比較し450°C時効では強度が低いにもかかわらず延性はむしろ低下している。一方、550°C時効では延性は一般によくになっている。特にSU91鋼では、450°C、500°C時効ですべて低応力破壊であるが、550°C時効の場合のみ絞りが生じるようになる。

このように、平滑引張試験における絞りなどの延性値は、前 γ 粒の大きさに最も強く支配され、次に時効組織に依存するものと思われ、残留析出物の影響はあまり明りようにあらわれない。

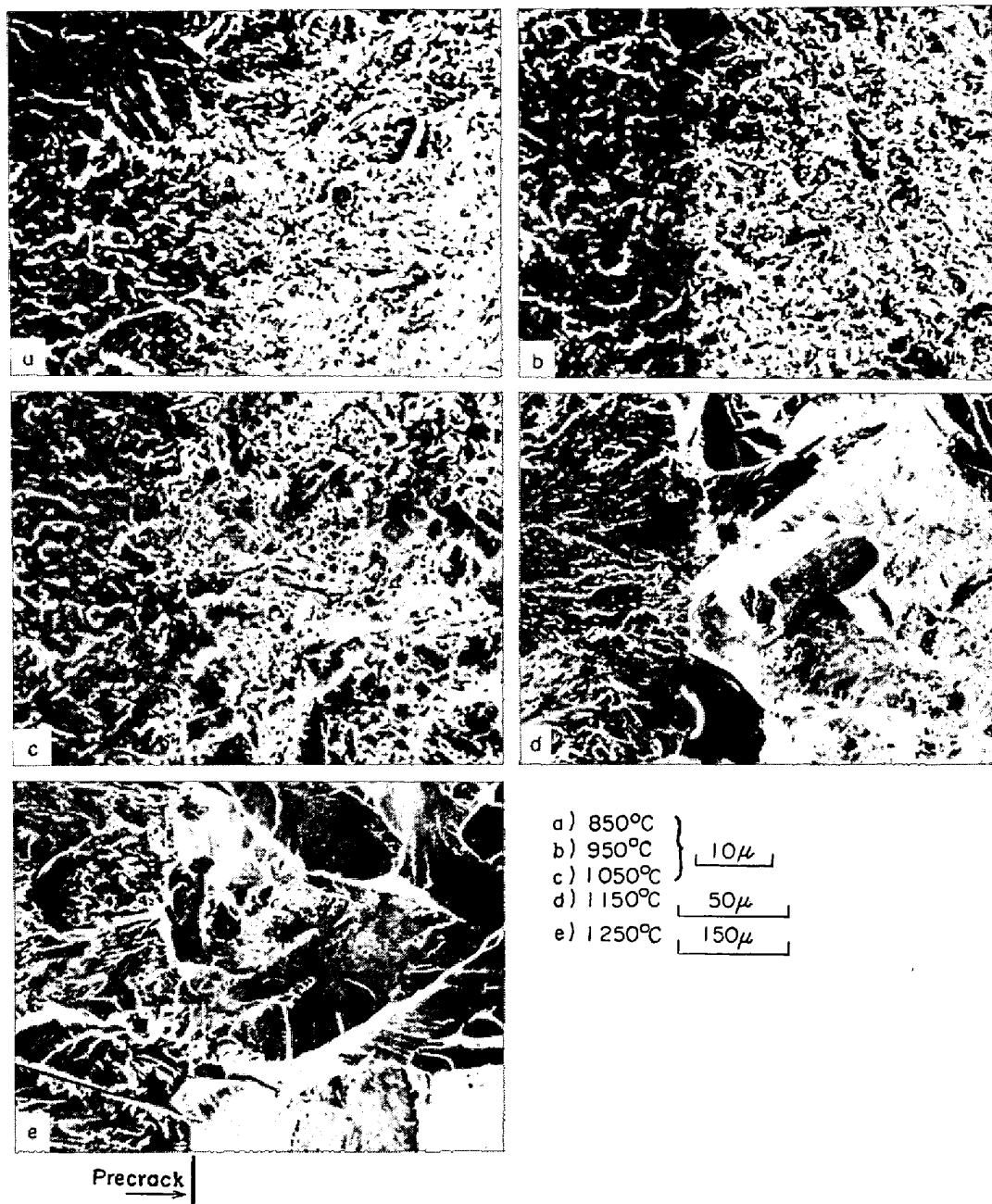


Photo. 5. Scanning electron fractographs of fractured surface adjacent to fatigue precrack in fracture toughness specimen of K 72 steel aged at 500°C for 4 hr, after solution treatment at various temperature.

3.4 平面歪破壊靱性 (K_{Ic})

Fig. 4 に、各試料の K_{Ic} と溶体化処理温度の関係を、各時効処理ごとに示した。この図に示されているように、各試料での両者の関係は、時効処理によって変化していない。そして、K70 鋼と SU91 鋼では K_{Ic} は溶体化処理温度に依存しないほぼ一定である。それに対し、K71 鋼と K72 鋼では K_{Ic} は溶体化処理温度の上昇に伴い著しく増加し、特に K71 鋼では 500°C 時効状態で 850°C の $47 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ から 1250°C での 100

$\text{kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ に 2 倍も増加する。このような変化は、前述した平滑引張試験の延性と極めて対照的で最も注目すべき点である。

溶体化処理温度の上昇に伴うおもな組織変化は、K70 鋼と SU91 鋼では前 γ 粒の粗粒化のみであるが、K71 鋼と K72 鋼では残留析出物の固溶化と前 γ 粒の粗粒化の 2 つの変化が同時に生じている。その内、 K_{Ic} の変化は残留析出物の固溶化挙動と極めてよく対応している。このように、 K_{Ic} は前 γ 粒の大きさに依存しない²¹⁾ で、残

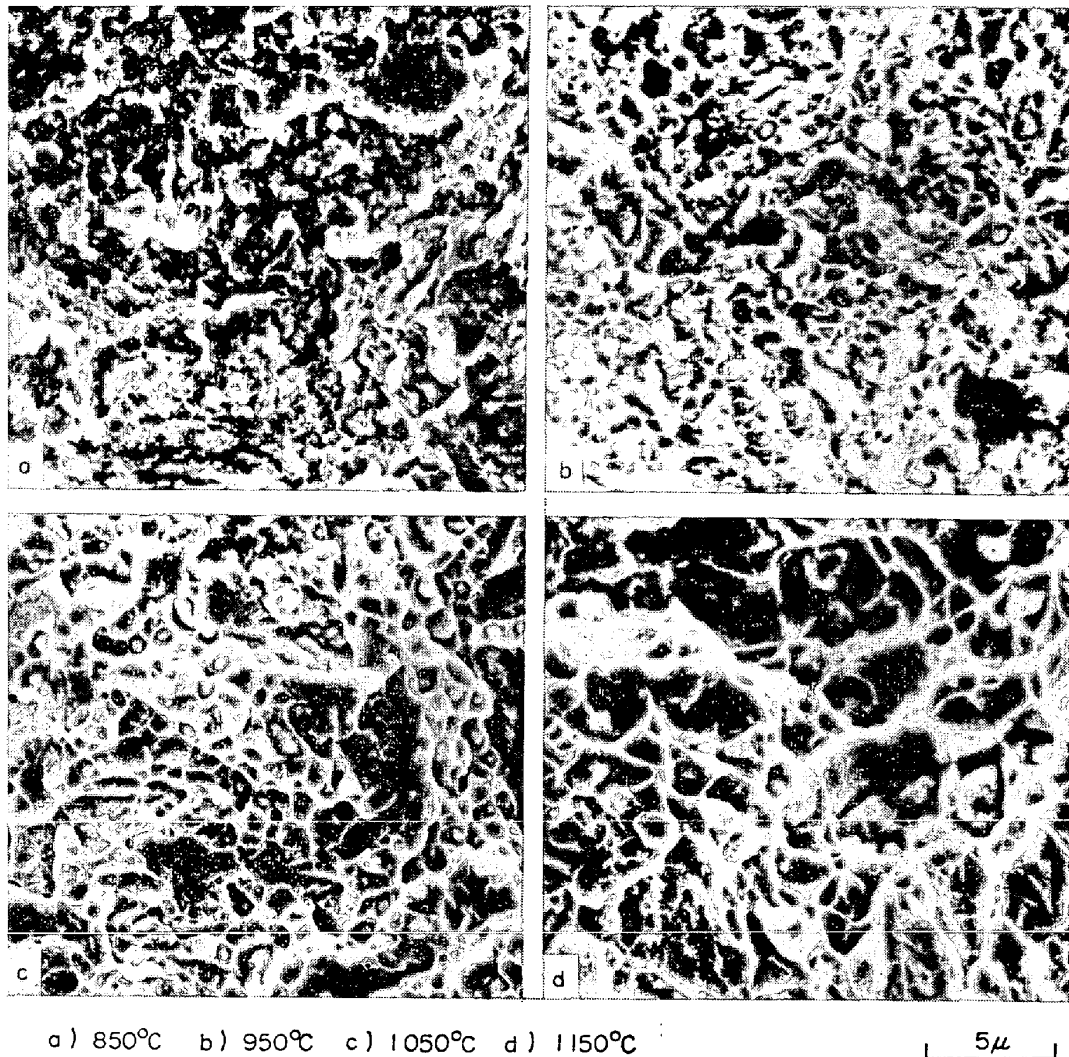


Photo. 6. Scanning electron fractographs of fracture toughness specimen of K 72 steel aged at 500°C for 4 hr, showing the effect of solution treatment temperature on dimple size and morphology of undissolved precipitate.

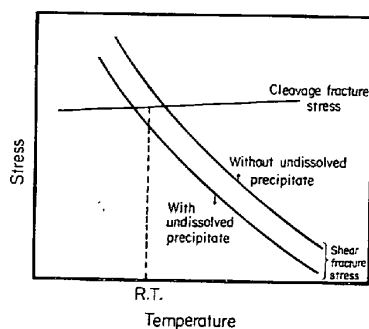


Fig. 5. Schematic illustration of the effect of undissolved precipitate on fracture mode at room temperature.

留析出物に強く支配される²⁶⁾²⁷⁾³⁰⁾ものと思われる。

3.5 破面観察

引張試験片の破面は、絞りが認められた試料ではおも

にディンプル破面である。ただ、溶体化処理温度の上昇に伴い絞りが減少すると、粒界破壊と擬へき開破壊の様相が混在してくる。一方、低応力破壊をした試料の破面は、次に述べる破壊靱性試験片と同様に、残留析出物がない場合は擬へき開破面、残留析出物がある場合は微細なディンプル破面である。

破壊靱性試験片の破面は、疲労予亀裂から不安定破壊が発生する境界部分を観察した。K70鋼とSU91鋼では、すべての溶体化処理温度において擬へき開破面である。その際、破面単位は溶体化処理温度の上昇に伴い大きくなるが、すでに示したように K_{IC} はその場合でも低下しない。K71鋼とK72鋼では、残留析出物が認められる溶体化処理温度の場合は、微細なディンプル破面 (Photo. 5 a)~c)) で、次に混在型となり、残留析出物がなくなると擬へき開破面 (d), e)) に変化する。この

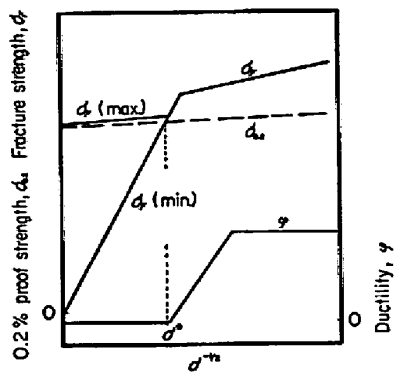


Fig. 6. Schematic illustration of the effect of grain size variations on 0.2% proof strength, fracture strength and ductility at a constant temperature.

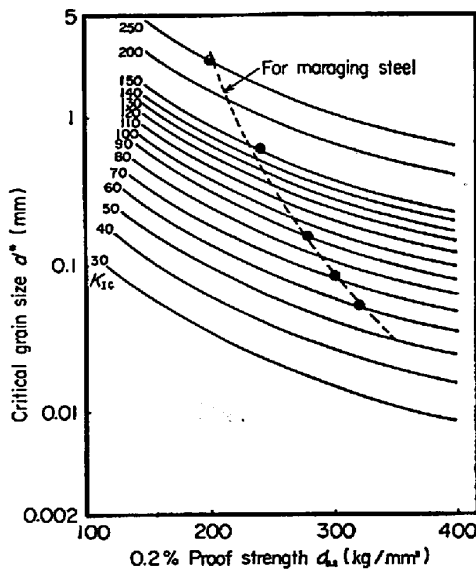
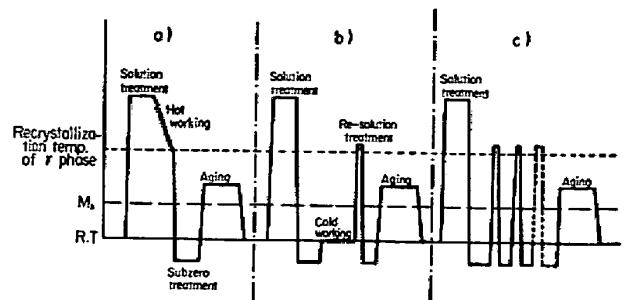


Fig. 7. Relationship between critical grain size for the unstable fracture and 0.2% proof strength according to the equation $d^* = 1.57 (K_{IC} / \sigma_{0.2})^2$. Broken line is for the maraging steels.

微細なディンプルから擬へき開への破面遷移は、 K_{IC} の急激な増加に対応し、ここでのディンプル破面は低エネルギー引裂破面と称される¹⁵⁾のものであろう。

この破面遷移は、Fig. 5に示すへき開破壊応力とせん断破壊応力の温度依存性の変化から説明できる。すなわち、へき開破壊応力は大きな析出物がある場合もほとんど低下しないが、せん断破壊応力は析出物が存在すると大きく低下する。そのため、常温を図上に示す位置であると仮定すると、残留析出物が存在する場合はディンプル破面、析出物が固溶化すると擬へき開破面に変化することになる。Photo. 6は、Photo. 5の不安定破壊部を拡大したもので、ディンプルの間隔は残留析出物の間隔に



a) Special thermomechanical treatment.
b) Cold working-recrystallization treatment.
c) Cyclic heat treatment.

Fig. 8. Schematic diagram of the three kinds of the treatments for obtaining the excellent ductility and toughness simultaneously.

ほぼ対応し、またディンプル底に認められる第二相の大きさは残留析出物の大きさに対応している。

以上の結果から明らかなように、残留析出物が存在すると、ポイドの核発生が著しく促進され^{31)~33)}、低エネルギー引裂破壊が生じ、靱性が著しく低下することが理解される。

4. 考 察

4.1 低応力破壊と前γ粒径の関係

本研究で、平滑引張試験での低応力破壊は、前γ粒径が大きい場合に生じやすく、しかも不完全時効組織ではその傾向が助長されることを示した。不完全時効組織の影響については、すでに考察されている^{18)~21)}ので、ここでは前γ粒径の影響についてのみ取り上げる。

破壊応力、降伏応力、絞りなどの延性値と前γ粒径の関係は、模式的にはFig. 6のように示される²⁰⁾²²⁾²³⁾。このように、延性が零になる限界粒径 (d^*)が存在し、またこれより粒径の大きい領域ではマイクロクラックの発生によつて破壊応力 σ_F が規制される領域になることが明らかにされる²⁰⁾。そして、クラックの発生は、通常1結晶粒径のマイクロクラックが生じる段階であると定義されている。そこで、マイクロクラックを前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、破壊応力 σ_F は次式で表わされる²⁴⁾。

$$\sigma_F = \{\pi \gamma_P E / d(1-\nu^2)\}^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

γ_P : 有効表面エネルギー, E : ヤング率, ν : ポアソン比

ただ、マイクロクラックの発生応力はこの式と無関係で必ずしも低応力ではないので、Fig. 6に示したように破壊応力の上限は降伏強さ程度にまで達する場合があるであろう。

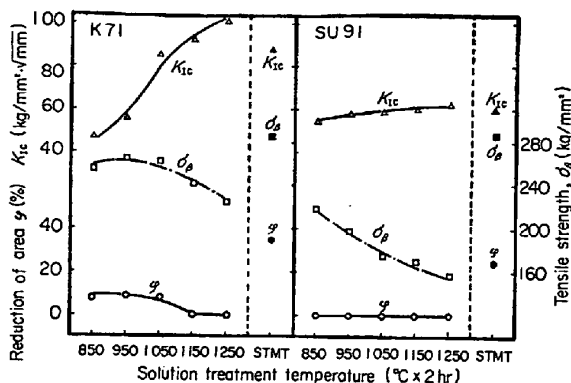


Fig. 9. Comparison of mechanical properties of K 71 and SU 91 steels aged at 500°C for 4 hr between conventional heat treatment and special thermomechanical treatment (STMT).

低応力破壊が生じる限界粒径 d^* は、Fig. 6 に示すように、(1)式で表わされる破壊応力が降伏強さと一致する点である。また、

$$2\gamma_F = G_{IC} = (1 - \gamma^2) K_{IC} / E \quad (2)$$

の関係があるので、限界粒径 d^* は

$$d^* = 1.57 (K_{IC} / \sigma_{0.2})^2 \quad (3)$$

となる。Fig. 7 は $30 \sim 250 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ の K_{IC} について、 d^* と $\sigma_{0.2}$ の関係を示したものである。

一方、マルエージ鋼の $\sigma_{0.2}$ と K_{IC} の間には一定の関係が認められる²⁵⁾ ので、この関係を Fig. 7 の曲線群上にプロットすると、 d^* と $\sigma_{0.2}$ の関係が求められる。そして、Fig. 7 に示されているように、降伏強さが高いほど、また K_{IC} が低いほど d^* は急激に小さくなる。

この図より、K70 鋼、K71 鋼より SU91 鋼のほうが K_{IC} が低いので一定粒径では低応力破壊が生じやすいこと、また K71 鋼より K72 鋼のほうが強度水準が高いので低応力破壊が生じやすいことを、定性的には説明することができる。しかし、Fig. 7 の限界粒径よりいくぶん小さい粒径で、実際には低応力破壊が生じている。これは、前 γ 粒径 d の円盤状クラックを仮定することによる係数上の問題で、Fig. 7 は半定量的な傾向を示す模式図として理解していただきたい。

4.2 延性、靱性の同時改善

すでに示したように、強度水準の著しく高い合金においては、延性低下は単にその特性が低下するという現象に留まらず、低応力破壊を生じさせ、時効硬さに見合った当然得られるべき強度が得られないという問題に発展する。したがって、PARKER と ZACKAY²⁶⁾²⁷⁾ が報告しているような単に高温で溶体化処理を行ない、延性を犠牲にして靱性を改善する方法は採用することができず、延

性と靱性を同時に改善することが不可欠である。

そのためには、まず、析出物を完全に固溶化し、同時に合金元素の均質化を十分に行なつて靱性の改善を図る。次に、前 γ 粒を細粒化し、延性を改善する。その際、再析出などの組織変化により靱性の改善効果を低下させる処理であつてはならない。すなわち、析出物が残留していない状態において、微細なマルテンサイト組織にすることが必要であろう。

このような組織を得るには、基本的には Fig. 8 に示す 3 つの方法が考えられる。a) 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、細粒化する特殊加工熱処理法²⁸⁾である。すでに述べたように、オーステナイト中よりも析出速度が非常に遅いので、この方法は処理中の再析出により靱性を低下させる危険性の低い利点がある。その反面、形状制限など適用性に難点がある。b) は高温で溶体化処理を行なつた後、常温などで冷間加工を施し、その後低い温度への再溶体化により細粒化する冷間加工-再結晶法²⁹⁾である。この方法では加工度を広範囲に選択できる利点があるが、再溶体化温度への加熱、保持の際再析出による靱性低下の危険性がある。c) は高温で溶体化処理を行なつた後、繰返し加熱-冷却の熱処理のみにより細粒化する繰返し熱処理法である。この方法は形状制限が少なく、適用性の高い利点があるが、b) 処理と同様再析出による靱性低下の危険性が高い。また、この処理は、相変態を利用しているので、細粒化が限定される欠点もあろう。

著者らは、上記 3 方法により本系合金の延性と靱性を同時に改善する研究を進めており、詳細は次報において報告する。ここでは上記の考え方により、どの程度の性質が得られるかを、特殊加工熱処理を適用した場合に限って以下簡単に説明する。

K71 鋼と SU91 鋼を、まず 23 mm 角材に加工した。この試料を 1250°C で 24 hr 溶体化処理を行ない、直ちに 4 パスの棒圧延により 13 mm 角棒材 (加工度 68%) とし、水中に焼入れた。この特殊加工熱処理により、前 γ 粒径が約 1 mm もあつたものが、10 μ 程度の非常な細粒組織にすることができた。Fig. 9 は 500°C、4 hr 時効した状態の機械的性質を、通常の熱処理を行なつた場合と比較したものである。特殊加工熱処理により、K71 鋼ではどの温度で溶体化処理を行なつた場合よりも強度と延性が優れ、しかも靱性は高温で溶体化処理を行なつた場合の値と同程度である。SU91 鋼では、強度と延性が優れている点では K71 鋼と同傾向であるが、靱性はもともと溶体化処理温度にほとんど依存しないので改善することはできない。

更に、K71 鋼における強度と延性、靱性の関係は、245 kg/mm² までの 18Ni 系マルエージ鋼での関係を高強度側に外挿したものに比べても、遜色のない値である。このように、特殊加工熱処理を適用することにより、280 kg/mm² 級において優れた延性と靱性を同時に付与できることが明らかになった。

5. 結 言

280 kg/mm² 級マルエージ鋼の強靱化を目的とし、組織、硬さ、引張性質および破壊靱性におよぼす溶体化と時効処理の影響を調べ、強靱性と組織因子の関係を検討した。その結果を要約すると次のとおりである。

(1) 平滑引張試験における絞りなどの延性は、前 γ 粒径に最も強く支配され、次に時効組織に依存する。前 γ 粒径がある限界値より大きくなると、延性が低下するため低応力破壊するようになる。そして、この限界粒径は強度が高いほど、また K_{IC} が低いほど小さくなる。

(2) 平面歪破壊靱性 (K_{IC}) は前 γ 粒径にまったく依存しないで、残留析出物に強く支配される。そして、残留析出物が存在すると K_{IC} は著しく低下する。

(3) 延性と靱性に対する組織因子の影響が異なる点を利用し、高強度下において延性と靱性を同時に改善できる 3 つの処理法を論じた。

(4) その 1 つの特殊加工熱処理法を 13Ni-15Co-10Mo 鋼に適用し、280 kg/mm² 級において優れた延性と靱性を同時に付与できることを明らかにした。

終りに本研究を遂行するに当たり、御指導御鞭達をいただいた金属材料技術研究所前所長河田和美博士、強力材料研究部長津谷和男博士、及び多くの実験に協力された工業化研究部溶解圧延室の諸氏に感謝の意を表する。

文 献

- 1) J. R. MIHALISIN and C. G. BIEBER: J. Metals, (1966) Sept., p.1033~1036
- 2) A. G. HAYNES: "Maraging steels in the ultracentrifuge for enrichment of uranium" May 1974, International Nickel Co.
- 3) 高島: 日本機械学会誌, 76 (1973) 659, p. 1278~1286
- 4) 伊東: 応用物理, 44 (1975) 3, p.291~297
- 5) A. MAGNÉE, et al.: Cobalt-Containing High-Strength Steels, (1974), p. 77~80, Centre D'Information Du Cobalt
- 6) International Nickel Co.: Preliminary data sheet 400 ksi maraging steel, (1971)
- 7) C. G. BIEBER, et al.: US Patent, 3 359 094 (1967)
- 8) M. H. BODYAKO, et al.: Izv. Akad. Nauk. Beloruss. SSR, (1970), p.47~53
- 9) A. C. TARANTOVA, et al.: Metallor. Termi. Obrabotha, (1970) 8, p. 70~74 (金相学と熱処理: (1970) 12, p.97~104)
- 10) A. F. EDNERAL, et al.: ibid, (1971) 4 (金相学と熱処理: (1971) 8, p.12~20)
- 11) J. M. DRAPIER, et al.: Cobalt, (1971) 3, p.29~31
- 12) A. MAGNÉE, et al.: ibid, (1973) 1, p.3~10
- 13) A. K. SINHA, R. A. BUCKLEY, and W. HUME-ROTHERY: JISI, 205 (1967) 2, p.191~195
- 14) H. L. MARCUS, M. E. FINE, and L. H. SCHWARTZ: J. Appl. Phys., 38 (1967) 12, p.4750~4758
- 15) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: Fracture, 6 (1969), p.137 (Academic Press)
- 16) C. S. CARTER: Met Trans., 2 (1971) 6, p.1621~1626
- 17) ASTM E399-72, 1973 Annual Book of ASTM Standards, Part 31, p.960
- 18) 田中, 山本: Toward Improved Ductility and Toughness, (1970), p.195~206, Climax Molybdenum
- 19) H. J. Rack and D. KALISH: Met. Trans., 2(1971) 11, p.3011~3020
- 20) 安中, 荒木: 日本金属学会誌, 36(1972) 12, p.1202~1207, 38 (1974) 9, p.877~883
- 21) 河部, 金尾, 中沢, 宗木: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p.269~283
- 22) 細見, 芦田, 波戸, 石原: 同上, 6 (1975) 7, p.1012~1027
- 23) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr. "Fracture of Structural Materials" (1967) p. 264 [John Willy & Sons]
- 24) R. A. SACK: Proc. Phys. Soc., 58 (1946) 330, p. 729~736
- 25) 河部: 日本金属学会会報, 14 (1975) 10, p. 767~777
- 26) E. R. PARKER and V. F. ZACKAY: Eng. Fracture Mech., 5 (1973) 1, p.147~165
- 27) E. R. PARKER and V. F. ZACKAY: ibid, 7 (1975) 3, p.371~375
- 28) 公開特許公報, 特開昭 50-95120
- 29) 小林, 石橋: 日本金属学会講演概要, 1975 年 10 月, p.379
- 30) G. T. Hahn and A. R. ROSENFELD: Met. Trans., 6A (1975) 4, p.653~668
- 31) R. H. VAN STONE and J. A. PSIODA: ibid, 6A (1975) 4, p.668~670
- 32) R. H. VAN STONE, R. H. MERCHANT, and J. R. Low: ASTM STP 556, (1970), p. 93~124 [ASTM]
- 33) T. B. Cox and J. R. Low, Jr.: Met. Trans, 5 (1974) 6, p.1457~70