

論 文

UDC 669.15'24'28'295-157.8-194.55 : 669.112.227.312 : 621.785.616.22

マルエージ鋼の $\alpha' \rightleftharpoons \gamma$ 繰返し熱処理による強靱化に およぼす合金成分の影響*

中沢 興三**・河部 義邦**・宗木 政一***

Effect of Alloying Elements on Strengthening and Toughening of Maraging Steels through $\alpha' \rightleftharpoons \gamma$ Cyclic Heat Treatment

Kozo NAKAZAWA, Yoshikuni KAWABE, and Seiichi MUNEKI

Synopsis:

The effect of addition of 5Co, 1Ti or 1~2Mo (per cent by weight) to Fe-17Ni-15Co-4Mo-2Ti alloy has been studied in order to produce higher strength maraging steels. Grain refinement through $\alpha' \rightleftharpoons \gamma$ cyclic heat treatment was applied and the microstructures and mechanical properties were investigated in comparison with the results of conventional solution heat treatment. Initial grain size prior to cyclic treatment was coarse (0.6 mm) because of complete solution treatment at high temperature. The addition of each alloying element increased strength level for base alloy from 2 550 MPa to 2 750 MPa and lowered fracture toughness irrespective of the kind of alloying elements and the heat treatment. The results of conventional solution treatment showed that there existed little effect of alloying elements on grain size, and the ductility decreased monotonously according to the increase in strength level. In the case of cyclic treatment, the addition of Co promoted grain refinement (7 μ m) and thus yielded the same ductility as that of the base alloy even at higher strength level, whereas the addition of Ti and Mo suppressed refinement (11~20 μ m) leading to marked decrease in ductility. The cyclic treatment was thus found to be more useful in obtaining good combination of strength, ductility and toughness than the conventional solution treatment, particularly, in the alloy with high Co.

1. 緒 言

マルエージ鋼では、平面歪破壊靱性 K_{IC} で表わされる靱性はオーステナイト粒径に依存しない²⁾。一方、引張試験における絞りで表わされる延性、切欠付引張試験の切欠強度で表わされる切欠靱性およびシャルピー衝撃値は粒度依存性を示し^{3)~5)}、それらの改善にはオーステナイト粒の微細化が有効である²⁾⁵⁾⁶⁾。また、強度水準が高くなるほど、引張試験において絞れるかあるいは低応力破壊を生じるかの臨界粒径はより細粒側に移行し、高強度で優れた靱性および延性を両立させるためには積極的に細粒化を図ることが必要である。

オーステナイトの細粒化法として、安定オーステナイト温度域での加工熱処理⁶⁾⁷⁾、冷間加工再結晶⁵⁾⁸⁾⁹⁾、マルテンサイト (α') \rightleftharpoons オーステナイト (γ) 繰返し熱処理

による方法¹⁰⁾¹¹⁾がある。このうち $\alpha' \rightleftharpoons \gamma$ 繰返し熱処理は、相変態を利用した熱処理のみによる方法で、加工を与える必要がないので形状制限が少なく適用性が高く、また、加工に伴う機械的性質の異方性が生じにくい利点がある。反面、相変態のみを利用しているため細粒化に限界があるという欠点がある。

著者らは前報¹¹⁾で、オーステナイト粒の微細化を目的として Fe-15Ni-Co-Mo 系マルエージ鋼に $\alpha' \rightleftharpoons \gamma$ 繰返し熱処理を適用し、この処理によつて達成し得る細粒化の程度は、化学成分の違いによつて著しく異なること、Co 増加および Ti 添加は細粒化を助長すること、Mo 増加は再結晶温度を高め、細粒化を抑制することを明らかにした。また、2 410MPa (245 kg/mm²) 級 18Ni マルエージ鋼および 2 750MPa (280 kg/mm²) 級 13Ni マルエージ鋼の粗粒材に繰返し熱処理を適用し、適切に

* 昭和 51 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 7 月 31 日受付 (Received July 31, 1978)

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

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

Table 1. Chemical compositions (wt%) and transformation temperatures ($^{\circ}\text{C}$) of maraging steels used.

Steel		Ni	Co	Mo	Ti	Fe	A_s	A_f	M_s	M_f
A	Base	16.36	15.16	4.13	1.93	Bal.	756	805	274	135
B	+1 Ti	16.18	14.11	3.89	2.94	Bal.	770	822	229	118
C	+1 Mo	15.96	14.59	4.98	1.98	Bal.	743	798	253	118
D	+2 Mo	16.44	14.63	5.83	1.97	Bal.	729	791	215	76
E	+5 Co	15.68	19.06	4.26	2.06	Bal.	729	784	243	132

Al 0.055~0.079, Mn, C, P, S, Si < 0.005

処理条件のもとでは延性が著しく回復し、強度、延性および靱性の優れた組合せが得られることを示した。

本報告は、2 410MPa (245 kg/mm²) 級 18Ni マルエージ鋼に類似の合金組成をもつ鋼 (17Ni-15Co-4Mo-2Ti) に強度上昇を目的として、さらに Co, Mo および Ti を添加したものについて、繰返し熱処理を適用した時の微細組織と強度、延性および靱性におよぼすこれら添加元素の影響を調べ、それらの結果をおもに通常溶体化材と比較検討したものである。

2. 実験方法

2.1 試料

用いた試料は、17Ni-15Co-4Mo-2Ti 鋼を基準組成として、これにさらに 1%Ti, 1%Mo, 2%Mo ならびに 5%Co を添加した 5 鋼種でそれらの化学成分を Table 1 に示す。これらは真空高周波溶解で 10 kg ずつ溶製した。鋼塊は 1 200 $^{\circ}\text{C}$ で 1h 均熱後 23 mm 角棒に圧延し、さらにソルトバス中にて 1 200 $^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ の均質化処理を施した。この 23 mm 角棒は 1 250 $^{\circ}\text{C}$ で 1h 均熱し、4 回パスにて 13 mm 角棒に圧延後、水冷しさらに液体窒素温度に深冷し、これを圧延まま材とした。この際、オーステナイト (以下 γ) 粒径を調整するために、パス間の待ち時間を 10s とする加工熱処理⁶⁾を与えた。

圧延まま材の一部は、析出物の完全固溶化のためおよび繰返し熱処理の適用効果を明確にするための粗粒組織とするために、ソルトバス中 1 250 $^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$ の高温溶体化処理を施し、油冷後液体窒素温度に深冷し、繰返し熱処理用の供試材とした。また圧延まま材の残りの一部は、ソルトバス中で 800~900 $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を 25 $^{\circ}\text{C}$ 間隔で 1 h 溶体化後油冷し、さらに液体窒素温度に深冷して、これを通常溶体化材とした。

2.2 繰返し熱処理

繰返し熱処理を高温溶体化処理および時効処理をも含めて模式的に Fig. 1 に示す。Table 1 に、完全固溶化した粗粒材を 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で加熱した時の熱膨張曲線より

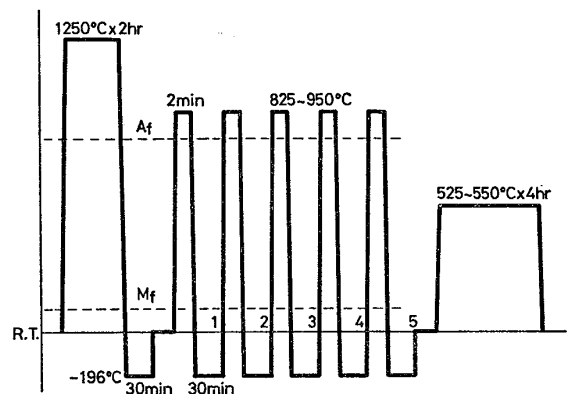


Fig. 1. Schematic illustration of cyclic heat treatment including high-temperature solution treatment and aging treatment.

求めた A_s および A_f 点ならびにそれを 1 250 $^{\circ}\text{C}$ で 30 min 保持後冷却した時の M_s および M_f 点を示す。これら変態点は、加熱速度、オーステナイト化温度、繰返し数とともに変化すると考えられ、加熱あるいは冷却に際し、完全に γ 化あるいは α' 化することが望ましい。加熱条件は前報¹⁾と同様とした。すなわち、試料は高周波式急速加熱冷却装置を用いて、加熱速度 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で、825~950 $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を 25 $^{\circ}\text{C}$ 間隔の所定温度に加熱し、その温度で 2min 保持後室温まで圧縮空気の吹付けにより急冷し、さらに液体窒素温度に 30 min 深冷し、これを 1 回の繰返しとした。前報において、3 回繰返しでは細粒化が不十分であつたが、5 回繰返しでは細粒化が飽和したので、本報ではすべての試料について繰返し数は 5 回とした。個々の試験片の繰返し処理用試料長さは約 100 mm とした。

2.3 試験方法

圧延まま材、通常溶体化材および繰返し熱処理材より、それぞれ引張試験片および破壊靱性試験片を加工し、A, C, D および E 鋼には最高時効硬さの得られる 525 $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$, B 鋼には 550 $^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ の時効処理を施し、試験に供した。引張試験には、直径 3.5 mm, 平行部 25 mm の丸棒引張試験片を用い、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

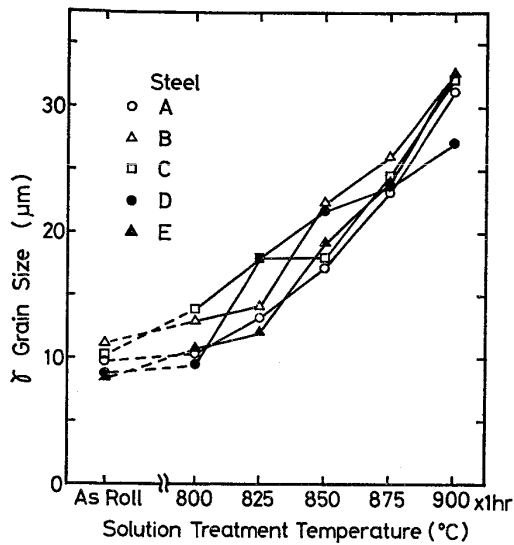


Fig. 2. Austenitic grain size of the specimen as a function of solution treatment temperature in the specimens of conventional solution treatment.

壊靱性試験は、Vノッチの先端を0.1mmRにしたシャルピーサイズの試験片を用い、ASTM規格に基づいて行なつた。ただし、疲労予き裂は時効処理前に挿入した。これらの試験は、いずれも常温で行なつた。 γ 結晶粒度は、10%Cr₂O₃水溶液中で電解研磨して γ 粒界を現出させて、linear intercept法によつてinterceptの平均長さを求め、これに1.78を乗じた値¹²⁾を γ 粒径とした。

3. 実験結果

3.1 圧延ままおよび通常溶体化材

Fig. 2は、圧延まま材の γ 粒径および通常溶体化材の溶体化処理温度と γ 粒径の関係を示したものである。圧延ままでは、加工熱処理を施した効果が現われ、圧延前約1mm位の γ 粒径が全鋼種とも整粒状態で8~12 μ mに細粒化している。また未固溶析物も全く認められなかつた。これに溶体化処理を与えると、800°Cでは γ 粒径の増大はわずかであるが、温度の上昇とともに γ 粒径は増大する。875°C以下では、鋼種間に系統的な粒径の相違は認められない。900°Cでは、A、B、CおよびE鋼の γ 粒径は31~33 μ mであるのに対し、Moを多く含むD鋼の γ 粒径は27 μ mと他の鋼種よりわずかに小さい。D鋼の800°Cのみで未固溶析物の存在が認められた。

Fig. 3は、圧延まま材および通常溶体化材の引張強さ、絞りおよび K_{IC} を示したものである。まず通常溶体化材では、基準A鋼の強度は約2550MPa(260kg/mm²)を示し、これにTi、MoおよびCoを添加した

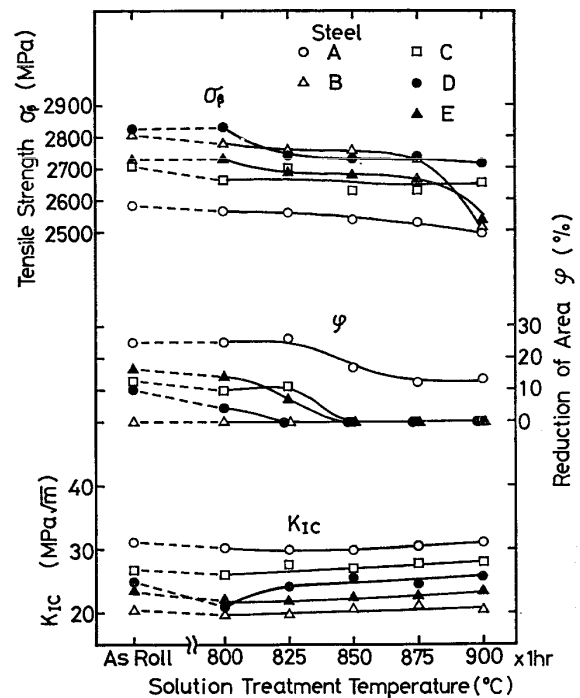


Fig. 3. Tensile strength, reduction of area and fracture toughness K_{IC} as a function of solution treatment temperature in the specimens of conventional solution treatment. The specimens of steels A, C, D and E were aged at 525°C for 4 h. The specimens of steel B were aged at 550°C for 4 h.

ものの強度は、2650~2750MPa(270~280kg/mm²)に上昇する。BおよびE鋼の900°Cにおける強度の急激な低下は、低応力破壊したためである。

A鋼の絞りは、800および825°Cでは約25%を示し、溶体化処理温度上昇とともに減少し、900°Cでは約10%である。強度水準の高いB鋼は、すべての温度で絞りが得られず、850°C以下の温度では0.2%耐力を越えた応力で破断し、875°C以上ではそれ以下の応力で低応力破壊を呈した。CおよびE鋼は、825°C以下で約10%の絞りを示すが、850°C以上では絞りが得られない。D鋼は800°Cのみでわずかに絞りを示し、825°C以上では絞りが得られない。 γ 粒径はFig. 2に示したように800°Cで約10 μ mから900°Cで約30 μ mと温度上昇とともに徐々に増大するが、絞りの変化は顕著である。このように、強度が上昇するほど、絞りが得られるかあるいは低応力破壊を生じるかの臨界粒径は細粒側に移行し、わずかな粒径変化によつても延性は大きな影響を受ける。

K_{IC} は強度の高い鋼種ほど低い傾向を示す。またD鋼を除き、各鋼の K_{IC} は溶体化処理温度によらずほぼ一定で、従来の結果¹²⁾と同様に、粒度依存性を示さない。

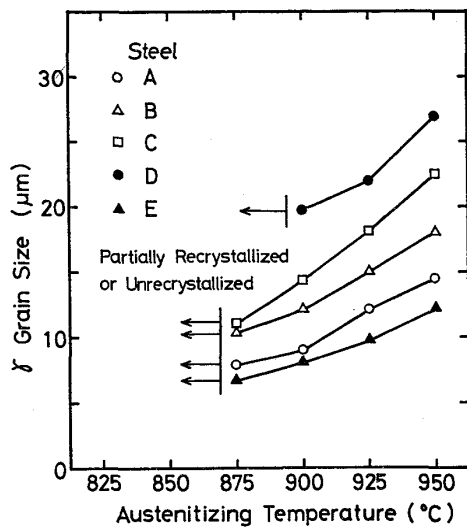


Fig. 4. Austenitic grain size as a function of austenitizing temperature in the specimens of cyclic heat treatment.

D鋼の K_{IC} は 825°C 以上では温度によらず一定であるが、800°C で低い。これは前に述べたように未固溶析出物の存在によるものである。

圧延まま材の引張強さ、絞りおよび K_{IC} は 800~825°C の通常溶体化材と同等あるいは同等以上の値を示している。

3.2 繰返し熱処理材

Fig. 4 は繰返し熱処理材の γ 粒径とオーステナイト化温度の関係を示したものである。また Photo. 1 は最も細粒化の困難であったD鋼および最も細粒となったE鋼について、オーステナイト化温度に対する組織変化を示したものである。Photo. 1 (d), (g), (h) に示したような整粒状態で最も細粒化する温度は、A, B, CおよびE鋼では 875°C, D鋼では 900°C である。それ以上の温度では、温度上昇とともに γ 粒径は増大する。それ以下の温度では、Photo. 1 (f) に示すように大きさの異なる結晶粒が混在した組織、あるいは Photo. 1 (a), (b), (c) および (e) に認められるように未再結晶あるいは部分的再結晶組織を呈する。通常溶体化材では、Fig. 2 に示したように 800°C でも再結晶しているが、これは溶体化処理温度での保持時間が 1h と長いからである。

このように、 γ の再結晶が試料全面で生じるオーステナイト化温度では、すべての鋼種とも、繰返し熱処理前 400~600 μm であった初期粒径が 30 μm 以下と著しく細粒化する。しかし達成し得る細粒化の程度は鋼種間で著しく異なる。基準A鋼に Co を 5% 添加したE鋼が最も細粒となり 7 μm (Photo. 1 (g)), ついで A 鋼が 8 μm , Ti を 1% 添加したB鋼が 10 μm , Mo を 1% 添加した

C鋼が 11 μm , Mo を 2% 添加したD鋼が最も細粒化しにくく 20 μm (Photo. 1 (d)) である。またこの鋼種間の細粒化の程度の序列は、いずれのオーステナイト化温度でも変わらない。これらの γ 粒径の大きさは、D鋼を除き、圧延まま材のものとはほぼ同程度あるいはそれ以下であり、800~825°C の通常溶体化材より細かい。

Fig. 5, Fig. 6 および Fig. 7 は、A~E鋼について繰返しオーステナイト化温度に対する硬さ、引張強さ、絞りおよび K_{IC} の関係をそれぞれ示したものである。1 250°C × 2h 溶体化の粗粒状態のままでは、引張試験において延性は著しく低く、低応力下で不安定破壊し、硬さに対応する引張強さを示さない。これに繰返し熱処理を与えると延性の向上が認められ、硬さに対応する引張強さを示すようになる。A, CおよびE鋼では著しく延性が向上し、本実験で用いたほぼ全温度範囲で絞りが得られ、細粒化の著しい 875~900°C で絞りは最大を示す。この場合、A鋼では 900°C で引張強さ 2 570 MPa (262kg/mm²), 絞り 23%, C鋼では 900°C でそれぞれ 2 690 MPa (275kg/mm²), 18%, E鋼では 875°C で 2 760 MPa (281kg/mm²), 26% を示している。しかし、強度水準が高く、細粒化の抑制されたBおよびD鋼では、いずれの温度でも絞りが得られない。

K_{IC} は強度の高い鋼種ほど低い。A鋼では、 K_{IC} は繰返し熱処理前後であまり変化はなく、オーステナイト化温度によらず一定である。B, C, DおよびE鋼では、825°C で他の温度より高い K_{IC} を示し、850°C 以上で温度によらずほぼ一定である。この K_{IC} の上昇は硬さの減少に示されるように、またつぎに述べるように、強度の低下に対応するものである。

X線回折によれば、A鋼では、本実験の範囲内のいずれのオーステナイト化温度でも γ が検出されなかつたのに対し、B, C, DおよびE鋼では、825°C で残留 γ がそれぞれ 14%, 5%, 23% および 10%, 850°C ではD鋼のみで 5% 存在し、それ以上の温度では検出されなかつた。この γ は、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態に際して Ni などの溶質原子の濃度の高い γ が生成し、それが液体窒素温度 (-196°C) でも安定で残留したものであろう¹³⁾¹⁴⁾。またその γ の析出と併行して溶質原子濃度の低いフェライト (α) も生成する可能性がある^{13)~15)}。前出の硬さの減少は、 γ と α の存在によるものであろう。このような γ の存在が K_{IC} を向上させる¹⁵⁾、あるいは同一強度水準で比較すれば K_{IC} にほとんど影響をおよぼさない¹⁶⁾ という報告がある。A鋼を除く各鋼種に認められた 825°C における K_{IC} の上昇分は、強度の低下分によく対応し、本報の結果では、 γ の存在は強度との釣合を考慮す

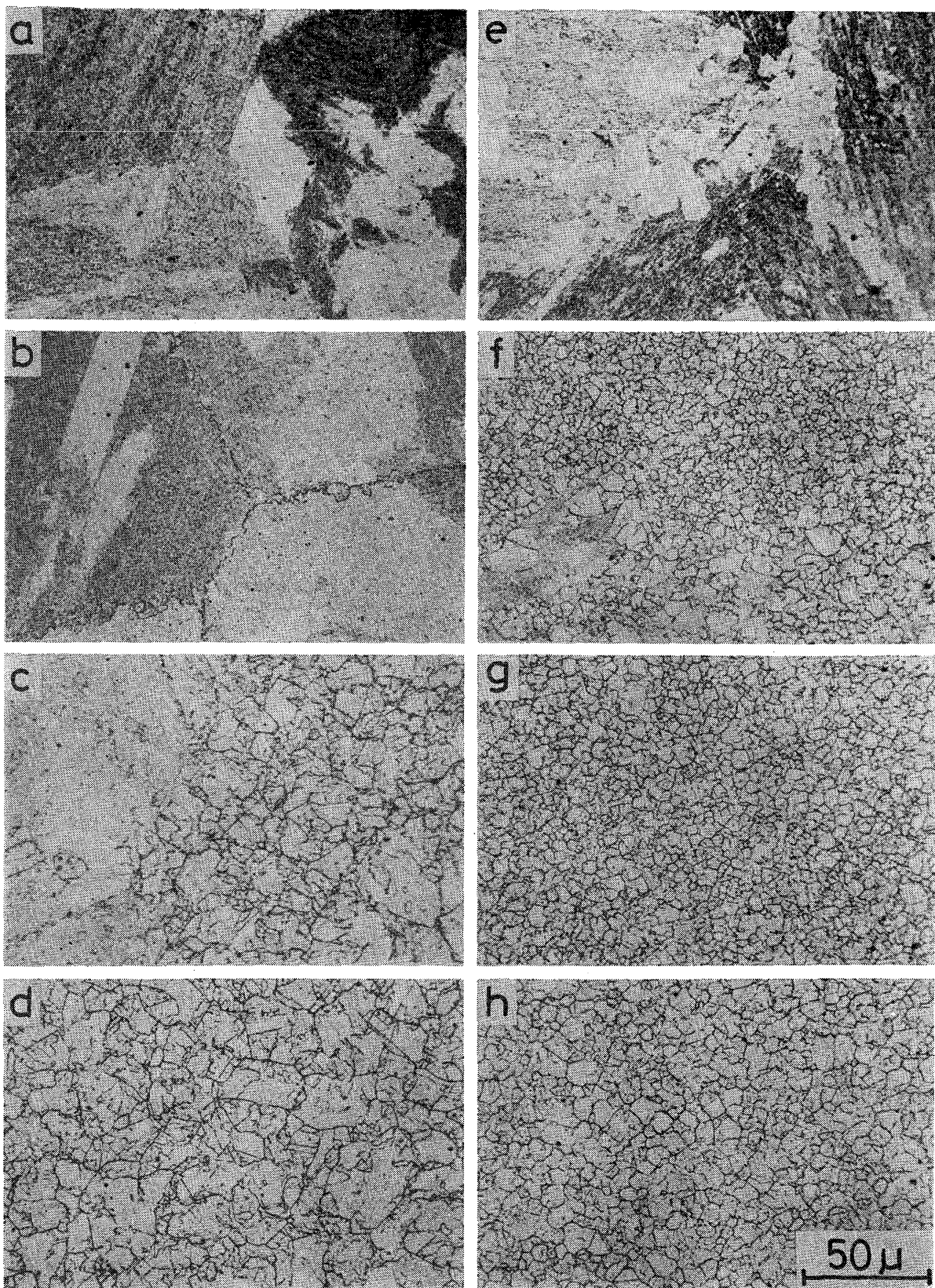


Photo. 1. Optical micrographs of steels D (a, b, c, d) and E (e, f, g, h) in the specimens of cyclic heat treatment, showing microstructural change with different austenitizing temperature. (a) and (e) 825°C; (b) and (f) 850°C; (c) and (g) 875°C; (d) and (h) 900°C. Specimens were electro-etched with $H_2O-Cr_2O_3$ to reveal the austenitic grain boundary.

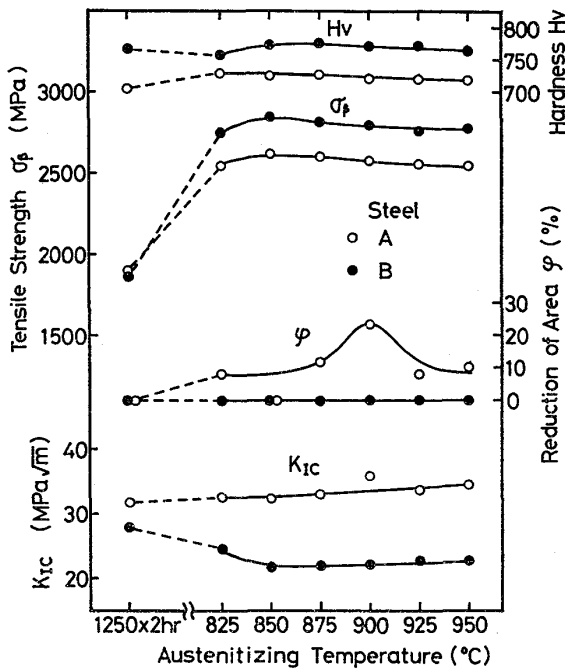


Fig. 5. Hardness, tensile strength, reduction of area and fracture toughness K_{IC} as a function of austenitizing temperature for steels A and B in the specimens of cyclic heat treatment. The specimens of steel A were aged at 525°C for 4 h. The specimens of steel B were aged at 550°C for 4 h.

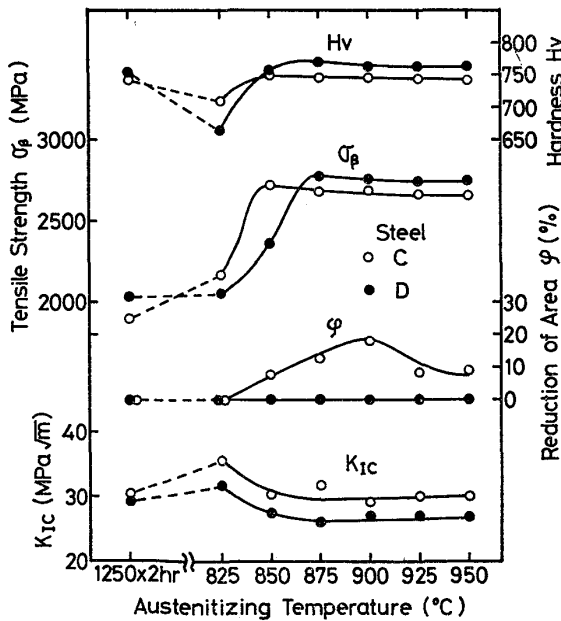


Fig. 6. Hardness, tensile strength, reduction of area and fracture toughness K_{IC} as a function of austenitizing temperature for steels C and D in the specimens of cyclic heat treatment. The specimens were aged at 525°C for 4 h.

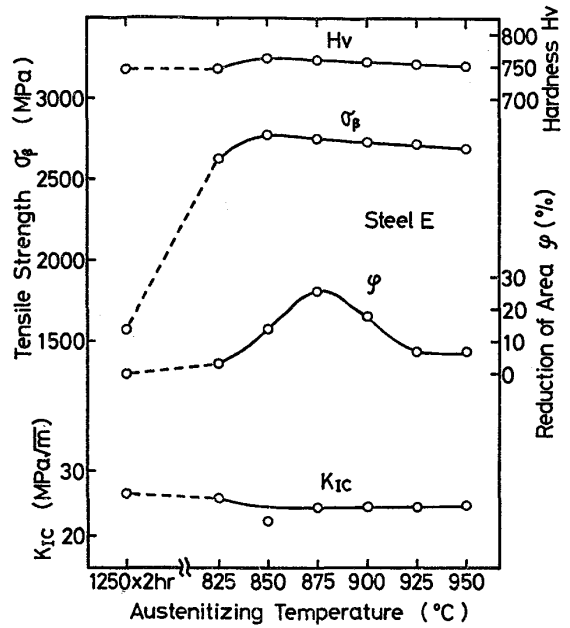


Fig. 7. Hardness, tensile strength, reduction of area and fracture toughness K_{IC} as a function of austenitizing temperature for steel E in the specimens of cyclic heat treatment. The specimens were aged at 525°C for 4 h.

ると K_{IC} に影響を与えていないと考えられる。なお、繰返し熱処理材では、一部の鋼種にオーステナイト化温度 825°C あるいは 850°C で残留 γ が認められたのに対し、通常溶体化処理材では、すべての鋼種について溶体化処理温度 800°C 以上で残留 γ が認められなかった。これは、後者では溶体化処理温度で 1h の長時間保持をしたことにより、加熱途中で溶質原子濃度の高い γ が生成しても、溶質原子の均質化が進み、液体窒素温度で安定な γ が存在しなかったものと考えられる。これに対して、前者ではオーステナイト化温度での保持が 2 min と短時間なために均質化が十分に進まず、このような組織がさらに繰返し加熱冷却を受けて安定化した γ が増加し、残留 γ が増加した¹⁴⁾¹⁵⁾ と考えられる。

以上のように繰返し熱処理材では強度、延性および靱性の最良の組合せの得られるオーステナイト化温度は、延性が最大となる 875~900°C である。しかし、ここで得られた強度、延性および靱性の最良の組合せのときのそれぞれの値は本報と類似の組成のマルエージ鋼に特殊加工熱処理を適用した場合¹⁷⁾ に比べると劣っている。

4. 考 察

4.1 細粒化におよぼす添加元素の影響

繰返し熱処理により細粒化を図ると、Fig. 4 に示されるように達成し得る細粒化の程度は添加元素によつて明

際異なる。圧延ままおよび通常溶体化材の γ 粒径が添加元素によつてあまり変化がなかつた結果 (Fig. 2) と比較して極めて対照的である。Co 添加は細粒化を助長し、Co の多い E 鋼が最も細粒となる。Mo は添加量の増加とともに細粒化を抑制し、Mo の多い D 鋼で最も細粒となりにくい。これら Co および Mo の細粒化におよぼす影響は前報¹¹⁾ で示した通りである。しかし、Ti 添加は B 鋼の結果に示されたように細粒化を抑制している。前報では、Ti を含まない Fe-15Ni-10Co-5Mo 系鋼に 2Ti を添加すると細粒化が助長された。本報では、すでに 2Ti を含む系にさらに 1Ti 添加した場合である。このように Ti の多量添加はかえつて細粒化を抑制している。

つぎに、Photo. 1 に示した最も細粒化の著しかつた E 鋼および最も細粒化の抑制された D 鋼について、オーステナイト化温度上昇に伴う組織変化をもとに、細粒化の過程を考察する。E 鋼の 825°C (Photo. 1(e)) では、繰返し熱処理前の旧の γ 粒界に沿つて優先的に、また γ 粒内に少量の、新 γ 粒界をもつ小さな γ 粒が形成されているのが認められる。850°C ((f)) では、小さな新 γ 粒がほぼ全面にわたつて多数認められるが、一部に、もともと旧の γ 粒内であつた所が未再結晶状態で取り残されて、混粒状態を呈する。875°C 以上 ((g)) および (h)) では、ほぼ整粒化した細粒組織となる。

一方、D 鋼については、825°C ((a)) で、E 鋼に認められたような明瞭な新 γ 粒界を示す小さな γ 粒は旧の粒界に沿つてほとんど認められず、旧の γ 粒界が隣接する両方の粒内に局部的に突き出したように粒界移動している様相がしばしば観察される。これが 850°C ((b)) になると、旧の γ 粒界に沿つて小さな γ 粒の存在がわずか所々に明瞭に認められる。875°C ((c)) では旧の γ 粒界に多数の γ 粒が生成し、旧の γ 粒内と思われる所には未再結晶 γ が見られる。900°C ((d)) で試料全面が整粒状態の細粒組織となる。上述の観察および Fig. 4 に示されるように、D 鋼は未再結晶部分の存在する領域が他の鋼種より高温側に移行している。

このように D 鋼および E 鋼ではともに、まず小さな新 γ 粒は繰返し熱処理前の旧の γ 粒界に優先的に生成するが、その生成頻度および生成温度が異なり、より細粒となる E 鋼では D 鋼より低い温度で新 γ 粒が多数認められる。また整粒の組織となる温度は E 鋼の方が低い。鋼種間ではこのように細粒化過程が異なつている。鋼種間に認められた細粒化の程度の相違は、合金成分によつて細粒化過程が影響を受けた結果生じたものである。この細粒化過程は、それぞれの鋼種の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動

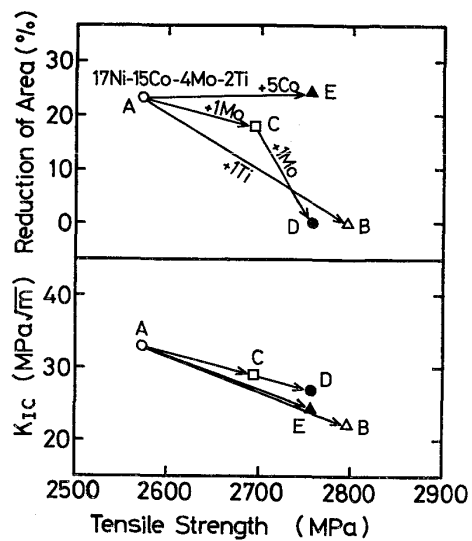


Fig. 8. Relation of reduction of area and fracture toughness K_{IC} to tensile strength in the specimens of cyclic heat treatment.

ならびに γ の再結晶挙動と密接な関係をもつていであろう。

4.2 強度、延性および靱性におよぼす添加元素の影響

繰返し熱処理により得られた同一鋼種内での最良の組合せの強度、延性および靱性を Fig. 8 に示す。基準 A 鋼に Ti, Mo あるいは Co を添加すると引張強さは増加する。 K_{IC} はこの強度増加に伴い単調に減少し、強度と靱性の関係におよぼす添加元素の影響はあまりなく、添加元素の優劣は認められない。一方、絞りは添加元素の種類によつて著しく変化する。Ti および Mo 添加は強度増加に伴つて絞りを低下させるのに対して、Co 添加は強度を上昇させるにもかかわらず絞りの低下はない。Fig. 4 に示したように、Co 添加は細粒化を助長するのに対して Ti および Mo 添加は抑制する。Co 添加の E 鋼が優れた延性を示すのは、強度上昇と同時に細粒化が十分に達成されたためである。Ti および Mo 添加したものは、強度上昇したにもかかわらず細粒化はかえつて抑制されたため、延性の大きな低下をきたした。

圧延まま材および通常溶体化材の引張強さと延性の関係を Fig. 9 に示す。通常溶体化材の場合、絞りが最大となる溶体化温度における強度を示している。基準 A 鋼の絞りはそれぞれ繰返し熱処理材と同程度であるが、Co, Ti および Mo 添加による強度上昇とともに絞りは減少しており、添加元素の優劣はつけがたい。 K_{IC} の変化は Fig. 8 (b) と同様に強度上昇とともに低下した。圧延まま材および通常溶体化材では、 γ 粒径の大きさが添加元素によつてあまり差異を生じなかつたため、強度上昇分だけ延性は低下し、鋼種間に差が生じなかつたの

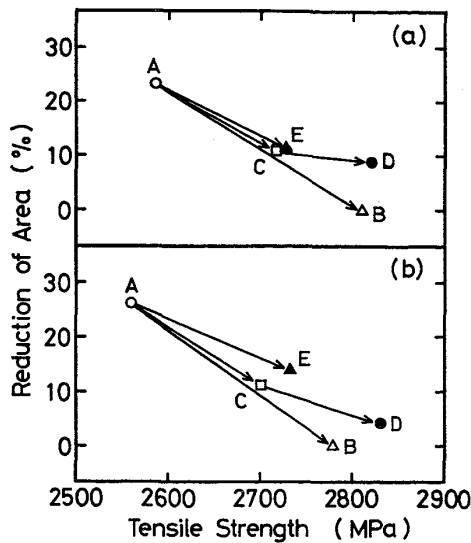


Fig. 9. Relation of reduction of area to tensile strength. (a) As rolled specimens; (b) the specimens of conventional solution treatment.

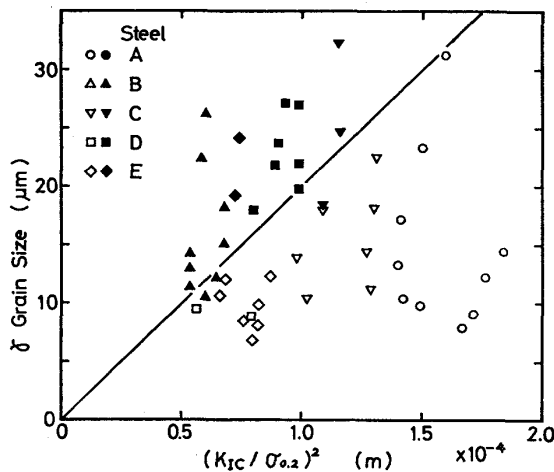


Fig. 10. Plot of austenitic grain size as a function of $(K_{IC} / \sigma_{0.2})^2$. Open symbols represent the data where tensile specimens showed reduction of area. Closed symbols represent the data where unstable fracture at low stress level occurred without showing reduction of area. All the data in the specimens of as rolled, conventional solution treatment and cyclic heat treatment are included.

であろう。

以上のように、繰返し熱処理材は粗大な初期粒径をもつ素材より出発したにもかかわらず、細粒となつて延性の回復が著しく、細粒素材より出発した通常溶体化材と同程度以上の強度、延性および靱性を示している。繰返し熱処理は用途によつては有力な細粒化法といえよう。またこの際 Co の添加量の多い合金系に対して有効であ

ることがわかつた。

4.3 低応力破壊と γ 粒径の関係

高い強度でしかも優れた延性を得るには、 γ 粒の微細化を十分に行なうことが必要であることは上述の結果より明らかである。この強度と延性を組織と結びつける関係として、引張試験において試片が絞れるかあるいは低応力下で不安定破壊を呈するかの臨界粒径 d^* 、降伏応力 $\sigma_{0.2}$ および K_{IC} の間には、定性的に $d^* = k(K_{IC} / \sigma_{0.2})^2$ の関係があることは前報²⁾で示した。Fig. 10 は、本実験で用いた圧延まま材、通常溶体化材および繰返し熱処理材のすべての結果について、 γ 粒径 d と $(K_{IC} / \sigma_{0.2})^2$ の関係をプロットしたものである。図中、白印は絞れたもの、黒印は低応力破壊したものを示している。図の原点を通るある直線を境として、その直線より上方では低応力破壊したもの、下方では絞れたもの、の区別が明瞭である。すなわち、この直線は上式の d^* を表わすものと考えられ、本報においても上式の関係が存在することが認められる。ここで k の値は、図の直線の傾きより実験的に約 0.2 と求めることができる。本実験で用いた試料はそれほど合金組成に違いのない同一合金系からなるため、上述の関係が明瞭に示されたものと思われる。

5. 結 言

Fe-17%Ni-15%Co-4%Mo-2%Ti を基準組成とするマルエージ鋼に強度上昇を目的としてさらに 5%Co, 1%Ti, 1~2%Mo を単独添加した粗粒材に対して、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 繰返し熱処理による細粒化法を適用して、組織と機械的性質を検討した。得られた結果はつぎのようである。

(1) 400~600 μm の粗大 γ 粒は繰返し熱処理により最適オーステナイト化温度 875~900°C で 7~20 μm に細粒化するが、細粒化の程度は添加元素によつて著しく異なる。基準鋼に対して、Co 添加は細粒化を助長する。Ti 添加は抑制する。Mo は添加量が多いほど抑制する。これら添加元素の影響は、細粒化過程が添加元素によつて影響を受けた結果生じた。

(2) 基準鋼の引張強さは約 2550MPa (260kg/mm²) でこれに 5%Co, 1%Ti, あるいは 2%Mo を添加すると約 2750MPa (280kg/mm²) となる。Co 添加したものは、強度上昇と同時に細粒化が十分に行なわれたので、基準鋼と同程度の延性を示すが、Ti および Mo を添加したものは、強度上昇にもかかわらず細粒化が抑制されたため延性は著しく低下する。

(3) K_{IC} は合金元素添加による強度上昇に伴い減少し、添加元素の作用に優劣はない。

(4) 通常溶体化材では、細粒組織におよぼす添加元

素の影響は少なく、靱性および延性は強度上昇分だけ低下する。

(5) 繰返し熱処理材は、粗粒素材より細粒となり、もともと細粒なものを素材とする通常溶体化材と同程度以上の強度、延性および靱性の組合せを示し、この細粒化法は強靱化処理法として有効である。またこの際 Co 添加が特に延性向上に有効である。

(6) 引張試験で絞り値が得られる臨界粒径 d^* と K_{IC} , $\sigma_{0.2}$ の間に $d^*=0.2(K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$ の関係が存在することが実験的に求められた。

本研究を遂行するにあたり、ご指導いただいた金属材料技術研究所科学研究官津谷和男博士、試料の作製、化学分析に協力いただいた、当研究所、工業化部溶解圧延室、化学分析室の諸氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p. 269
- 2) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976) 9, p. 1229
- 3) 河部義邦, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 59 (1973) 10, p. 1388
- 4) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 石原和範: 鉄と鋼, 61 (1975) 7, p. 1012
- 5) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 2, p. 220
- 6) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63 (1977) 10, p.1691
- 7) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三: 鉄と鋼, 64 (1978) 7, p. 1063
- 8) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 8, p. 1009
- 9) 河部義邦, 宗木政一: 日本金属学会昭和 52 年度秋期大会講演概要 (1977), p. 119
- 10) G. SAUL, J. A. ROBERSON, and A. M. ADAIR: Met. Trans., 1(1970), P. 383
- 11) K. NAKAZAWA, Y. KAWABE, and S. MUNEKI: Mater. Sci. Eng., 33 (1978), P. 49
- 12) W. ROSTOKER and J. R. DVORAK: Interpretation of Metallographic Structures, (1965), p. 195 [Academic Press]
- 13) G. KRAUSS and M. COHEN: Trans. Met. Soc. AIME, 227(1963), P. 278
- 14) A. GOLDBERG: Trans. ASM, 61(1968), P. 26
- 15) S. D. ANTOLOVICH, A. SAXENA, and G. R. CHANANI: Met. Trans., 5 (1974), P. 623
- 16) S. JIN, D. HUANG, and J. W. MORRIS: Met. Trans., 7A(1976), P. 637
- 17) 宗木政一, 河部義邦, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 64 (1978) 5, p. 605