

UDC 669.15'24'25'28-157.8-194.55 : 539.55 : 621.785.79

論 文

加工熱処理した 350kgf/mm² 級 10Ni-18Co-14Mo 系 マルエージ鋼の強靱性*

宗 木 政 一**・河 部 義 邦***

Strength and Toughness of Thermomechanically Treated 350kgf/mm² Grade 10Ni-18Co-14Mo Maraging Steel

Seiichi MUNEKI and Yoshikuni KAWABE

Synopsis:

In order to strengthen and toughen the 350kgf/mm² grade maraging steel through thermomechanical treatment, the effects of processing variables in thermomechanical treatment such as total reduction, start and finish temperatures of rolling, on the properties of 10Ni-18Co-14Mo and 10Ni-16.5Co-12.5Mo steels have been investigated. Austenite grain refinement is promoted with increasing the degree of total reduction. When 91% of total reduction is given, austenite grain is refined to 6 μ m, leading to the tensile strength of 337 kgf/mm² and the reduction of area of 0%. When the finish temperature of rolling is lowered, grain refinement is also promoted but a large amount of precipitate occurs during thermomechanical treatment. These precipitates have the marked detrimental effect on ductility and toughness in the condition before aging, but does not clearly show the detrimental effect on properties after aging. It is made clear that these precipitates are formed by being promoted due to working during thermomechanical treatment. Therefore, it is so difficult to obtain the extremely fine grained structure with no precipitates and to achieve the 350 kgf/mm² strength level, by applying thermomechanical treatment for these higher Mo-containing steels.

1. 緒 言

著者らは前報¹⁾において、Fe-16Ni-15Co-4Mo-Ti 系合金をベースにさらに Mo, Ti および Al を添加した鋼種に加工熱処理を適用して強靱化を図り、強度水準 320 kgf/mm² で優れた延性、靱性の得られることを明らかにした。しかし、高強度化のため添加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強度が得られなくなる。この低応力破壊の発生挙動は結晶粒の大きさとともに合金系によっても異なり、多量の Al, Ti で強化した合金系では低強度側から発生し、一方、Mo 量の多い合金系では比較的高強度まで低応力破壊の発生が抑制される。

そこで本報告は、Mo を 10% 以上添加した鋼種に加工熱処理を適用し、微細粒組織として、低応力破壊の発生を抑制し、320 kgf/mm² 以上の強度を得ようと試みたものである。そこで、まず強靱性におよぼす加工熱処理

条件、すなわち加工度、圧延開始温度、圧延終了温度などの影響を検討し、著者らが従来報告²⁾³⁾してきた 280 kgf/mm² 級 13Ni-15Co-10Mo 鋼の場合とは若干異なる知見が得られた。さらに、圧延の進行にともなうオーステナイト結晶粒の細粒化と再析出挙動についても検討したので、その結果についてもあわせて報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 試料作製

供試材の化学成分を Table 1 に示す。用いた鋼は、MIHALISIN ら⁴⁾ が提案した 350 kgf/mm² 級組成の Ni 量のみを 2% 増加した 10Ni-18Co-14Mo 鋼と、強度水準を若干低下させるため Co と Mo 量を減らした 10Ni-16.5Co-12.5Mo 鋼（比較材）の 2 鋼種である。これらは、真空高周波溶解炉で 17.5 kg のインゴットに溶製し、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、1 h の加熱保持後

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 9 月 10 日受付 (Received Sept. 10, 1979)

** 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

*** 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Fe
10Ni-18Co-14Mo	<0.005	0.003	0.010	0.005	<0.004	10.05	17.59	14.03	0.18	0.007	Bal.
10Ni-16.5Co-12.5Mo	<0.005	0.005	0.010	0.006	0.005	10.09	16.37	12.39	0.18	0.006	Bal.

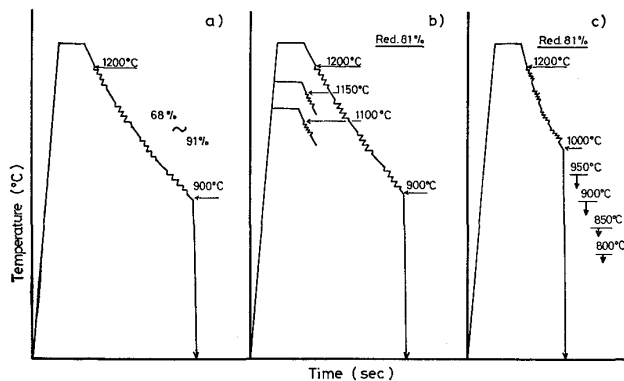


Fig. 1. A diagram of rolling condition in thermo-mechanical treatment (TMT) for varying a) total reduction, b) start temperature, and c) finish temperature of rolling.

鍛造, 圧延により 30 mm と 23 mm の角棒として, 以下の加工熱処理に供した。

加工熱処理条件を Fig. 1 に示す。まず合計加工度 (初期断面から最終断面への断面減少率より求める加工度) の影響については, 1200°C から 900°C の範囲で繰り返しの圧延を行い, その際加工度を, 68% から 91% まで6段階に変化させた (Fig. 1(a)) (各パスごとの加工度は, 形状が複雑に変化するので正確な圧下率を求められないが, 平均すると約 30% になる²⁾)。ただし, 加工度の高い一部の試料については, 圧延終了温度が設定温度より若干低くなつてしまつた。次に, 圧延開始温度の影響については, 圧延終了温度を 900°C, 加工度を 81% と一定にして, 圧延のための再加熱温度を 1250, 1200, 1150°C と変化させ, それぞれ圧延開始温度を 1200, 1150, 1100°C と変化させた (Fig. 1(b))。このように, 圧延開始温度を変える際には, 再加熱温度も変えている。圧延終了温度の影響 (Fig. 1(c)) については, 圧延開始温度を 1200°C, 加工度を 81% と一定にして, 圧延終了温度を 1000°C から 800°C まで 50°C 間隔で 5 段階に変化させた。そして, 圧延終了後はいずれも 6 s 後に水冷し, さらに液体窒素温度で深冷処理を行った。

2.2 組織および破面観察

組織は, おもにオーステナイト粒径と加工熱処理中の析出状況を調べる目的で光学顕微鏡と電子顕微鏡を用い

て観察し, また破面は, シャルピーおよび平面歪み破壊靱性 (K_{IC}) 試験片について, 走査型電子顕微鏡を用いて観察した。

2.3 引張, 破壊靱性およびシャルピー試験

引張試験は, 平行部径 3.3 mm, 標点間距離 16 mm の丸棒試験片を用い, 2 mm/min の引張速度で行つた。破壊靱性試験は, 切欠底 0.1 R の 2 mmV ノッチ型シャルピー試験片を用い, 時効前に疲労き裂を挿入し, その後所定の時効処理を行い試験した。なお, 引張および破壊靱性試験片の時効は, 時効硬さの測定結果から, 最高時効硬さ状態として 500°C, 3 h を, またやや過時効状態として 500°C, 8 h の熱処理を行つた。また, シャルピー試験は, V ノッチ試験片を用い, 時効前の圧延ままの状態で行つた。

3. 結 果

3.1 加工度の影響

オーステナイト粒径は, 10Ni-18Co-14Mo 鋼の場合, 加工度 68% の約 12 μ m から 77% の 8 μ m, 81% の 7 μ m, 85% の 6 μ m, そして 91% の 5.3 μ m へと加工度の増加にともない細粒化が促進されている。同様な傾向が 10Ni-16.5Co-12.5Mo においても認められた。

Fig. 2(a)は, 500°C, 3 h 時効材の強度, 延性, 靱性

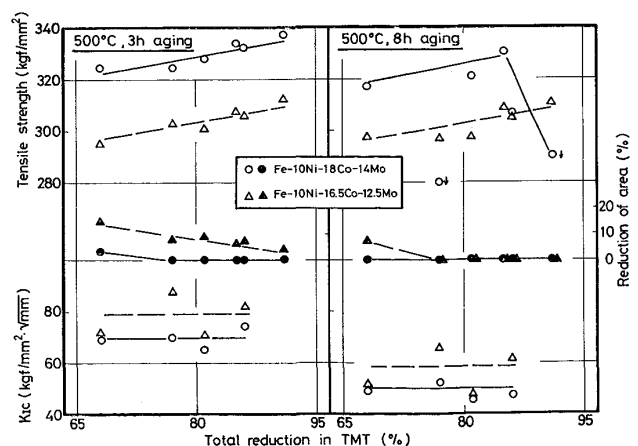


Fig. 2. Effect of total reduction in TMT on strength, ductility, and toughness for the two steels aged at 500°C for 3 and 8 h.

↓ : This mark means an occurrence of the unstable fracture in a low stress level.

におよぼす加工度の影響を示したものである。引張強さは、10Ni-18Co-14Mo 鋼の場合に 325 kgf/mm² から 337 kgf/mm² へ、また 10Ni-16.5Co-12.5Mo 鋼も 295 kgf/mm² から 312 kgf/mm² へと、加工度の増加、すなわち細粒化にともない上昇している。それに対して絞り率は、10Ni-16.5Co-12.5Mo 鋼で約 15% から 5% 以下へ、また 10Ni-18Co-14Mo 鋼で 3% から 0% へとそれぞれ減少している。10Ni-18Co-14Mo 鋼の 0% の絞り率は、いずれも低応力破壊の発生によるのではなく、降伏とほとんど同時に破断してしまったものである。また K_{IC} は、鋼種による差は認められるが、加工度には依存せずほぼ一定の値を示している。次に、やや過時効状態の 500°C、8 h の時効材では (Fig. 2(b))、低応力破壊の発生頻度が高くなり、時効硬さに見合った強度が得られにくくなるとともに、 K_{IC} も 500°C、3 h 時効材に比べて両鋼種とも約 20 kgf/mm²・√mm 低下している。前報¹⁾で示したように、低応力破壊の発生は、 K_{IC} と強度によつて決定される臨界粒径と合金の結晶粒径の大小関係によつて決まる。このことから、過時効状態で低応力破壊が起こりやすくなったのは、 K_{IC} が最高時効硬さ状態に比べ低下したことによるものと思われる。

3.2 圧延開始温度の影響

通常、初期粒度が細かいほど再結晶後のオーステナイト結晶粒が微細になると報告⁵⁾されている。そこで、加工熱処理前の初期粒径を細かくして同一の加工度を与えた場合には、圧延後の到達粒径はより細粒となり延性改善の期待がもたれたので、圧延開始温度を 1200°C から 1150、1100°C へと低下させた。しかし、圧延後のオーステナイト粒径は両鋼種とも圧延開始温度にかかわら

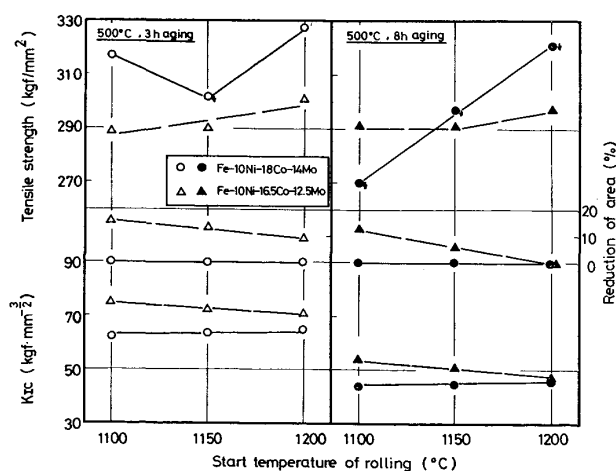


Fig. 3. Effect of start temperature of rolling on strength, ductility, and toughness for the two steels aged at 500°C for 3 and 8 h.
↓ : This mark means an occurrence of the unstable fracture in a low stress level.

ず、いずれも約 6 μm で、組織上にほとんど変化が認められなかった。したがって、Fig. 3 から明らかなように、圧延開始温度を低下させても強度、延性、靱性の優れた組み合わせを得ることはできなかった。

3.3 圧延終了温度の影響

本系合金の場合、Mo 量が 12.5% と 14% と非常に多いため、高温で溶体化処理を行ない一度析出物を完全に固溶化しても、加工熱処理中に再析出することが懸念される。すでに報告⁶⁾したように 280 kgf/mm² 級鋼では、低温で溶体化処理を行うと析出物が残留し、この残留析出物は K_{IC} を著しく低下させる。そこで、圧延終了温度を低下させて加工熱処理中の析出を調整し、処理中に生じた析出物が同様の影響を示すか否かを検討した。

Photo. 1 は、圧延開始温度 1200°C、加工度 81% と一定にして、圧延終了温度を 1000°C から 800°C まで低下させたときの 10Ni-18Co-14Mo 鋼の光学顕微鏡組織である。オーステナイト結晶粒径は、圧延終了温度の低下にともないいくぶん細かくなっている。同時に、圧延終了温度が 1000°C と 950°C ではオーステナイト粒界に少量の析出物が観察され、900°C 以下になると粒界のみならず粒内においても多量析出している。また、本系合金の再結晶温度は、Photo. 1 から明らかなように 950°C 付近に存在するものと思われる。すなわち、再結晶温度以下で加工が加えられると析出量は大幅に増加している。

Fig. 4 は、圧延ままの状態での引張強さと絞り率におよぼす圧延終了温度の影響を示したものである。引張強さは、10Ni-18Co-14Mo 鋼で 120 kgf/mm² から 140 kgf

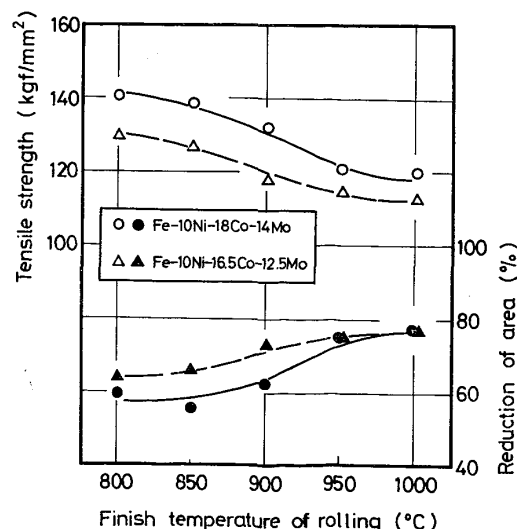


Fig. 4. Effect of finish temperature of rolling on strength and ductility for the two steels under as-rolled condition.

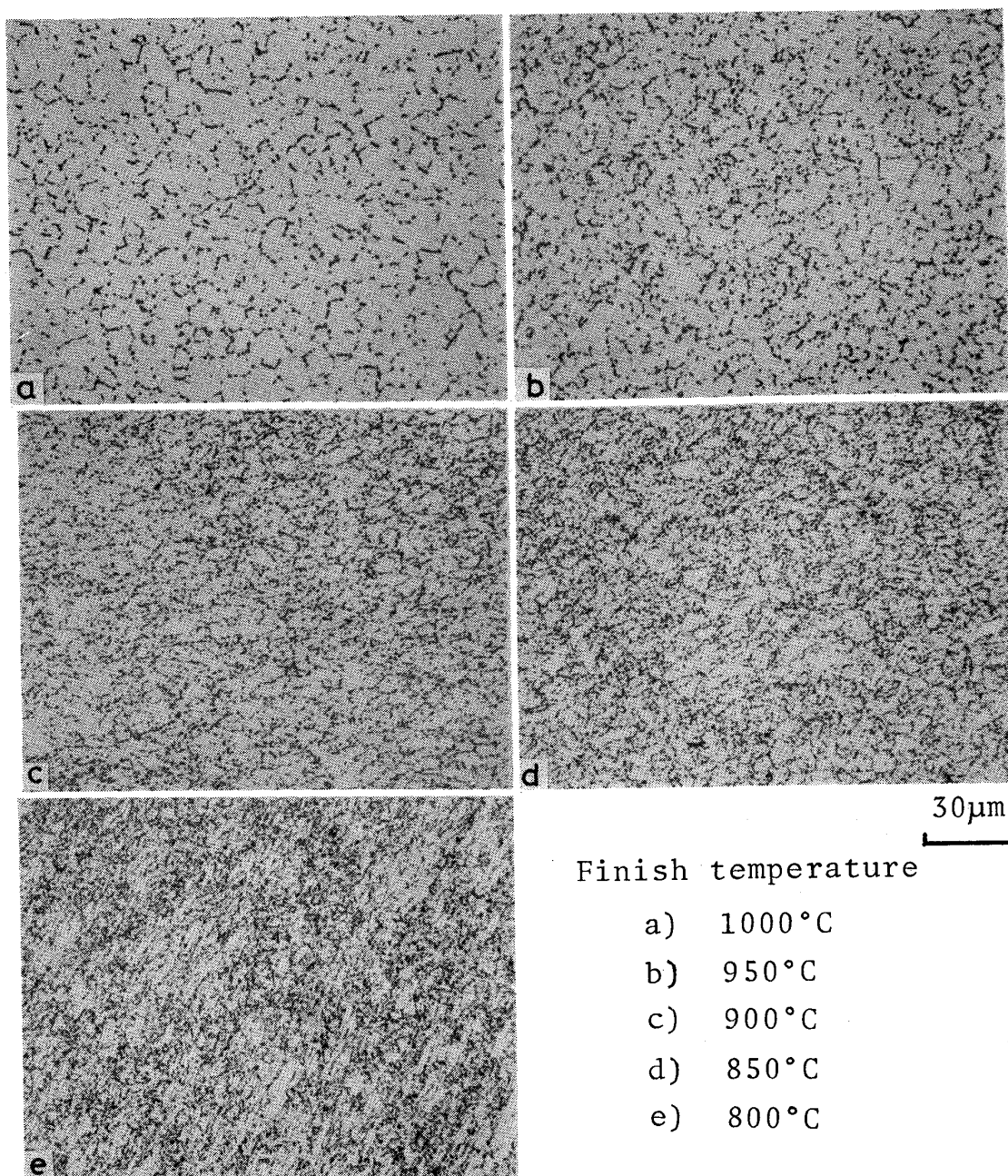


Photo. 1. Optical micrographs, showing the effect of finish temperature of rolling in TMT for 10Ni-18Co-14Mo steel.

/mm² へ, また 10Ni-16.5Co-12.5Mo 鋼で約 115 kgf/mm² へと圧延終了温度の低下にともない上昇している。一方絞り, 約 75% から 60% へとゆるやかに減少している。圧延終了温度の低下にともなう強度の上昇は, 粗大析出物* による分散強化と, 再結晶温度以下の加工による強化の 2 つによるものと考えられる。Fig. 5 は, 圧延ままのシャルピー吸収エネルギーの変化を示したものである。両鋼種とも圧延終了温度の低下にとも

ないシャルピー吸収エネルギーが急激に減少し, 特に, 10Ni-18Co-14Mo 鋼ではその傾向が著しく, 約 20 kgf・m から 5 kgf・m へと低下している。Photo. 2 に, 10 Ni-18Co-14Mo 鋼について, 圧延終了温度が 1000, 900, 800°C の場合のシャルピー試験片の破面を示した。破面を構成しているデンプルの大きさは, 圧延終了温度の低下にともない細くなり, この様相は吸収エネルギーの低下と対応している。

* 圧延中または圧延終了後高温からの冷却中にオーステナイト中で析出する析出物を, 微細な時効析出物と区別するために粗大析出物とよぶことにする。

ここで圧延終了温度の影響を整理すると, その低下にともない時効前の引張強さが増加し, 絞りとシャルピー

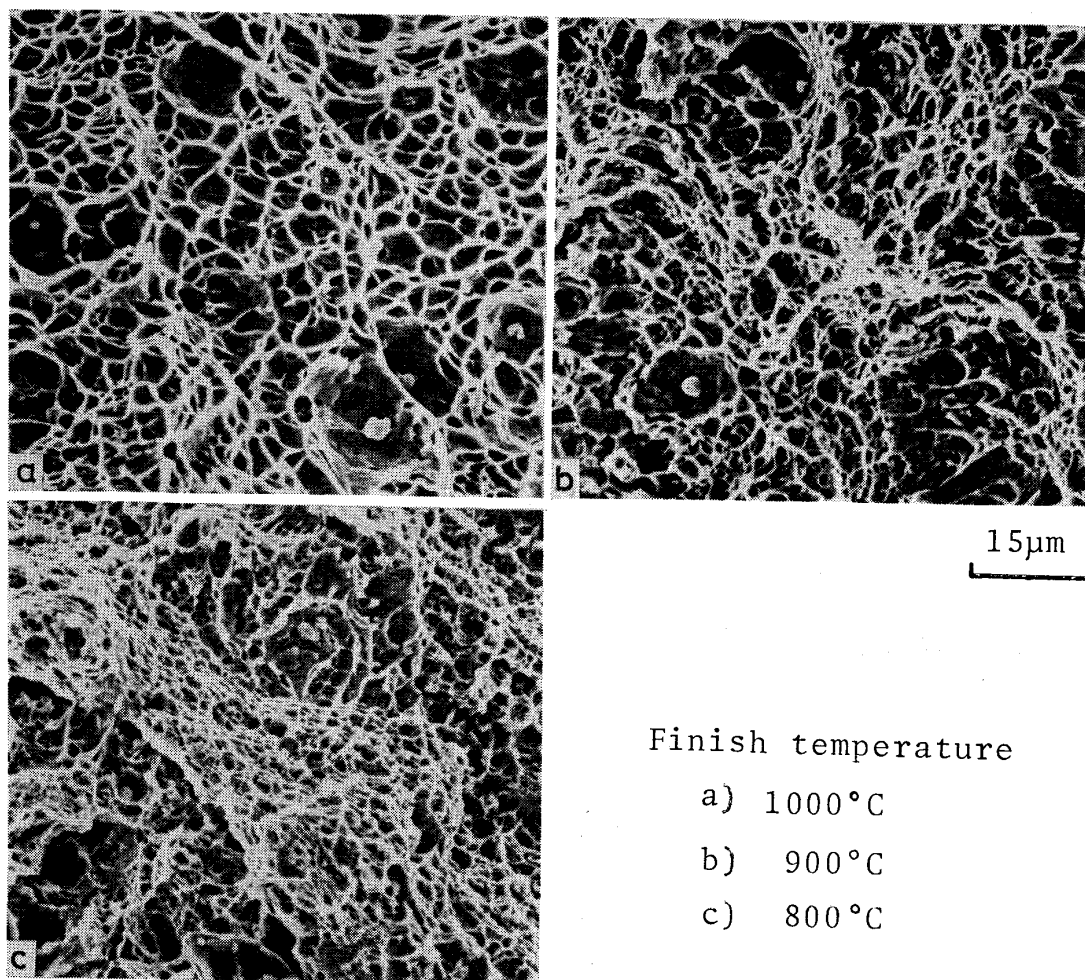


Photo. 2. Scanning electron fractographs of Charpy specimen of 10Ni-18Co-14Mo steel, showing the effect of finish temperature of rolling in TMT.

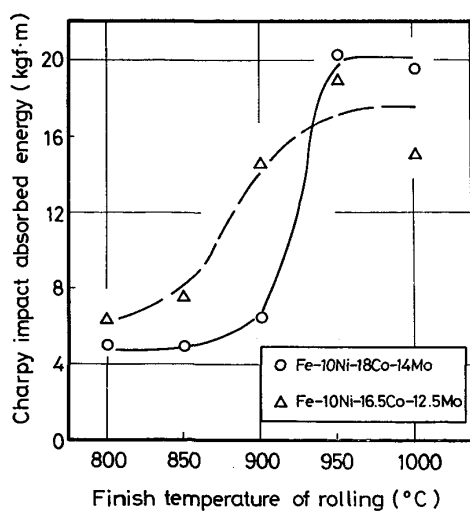
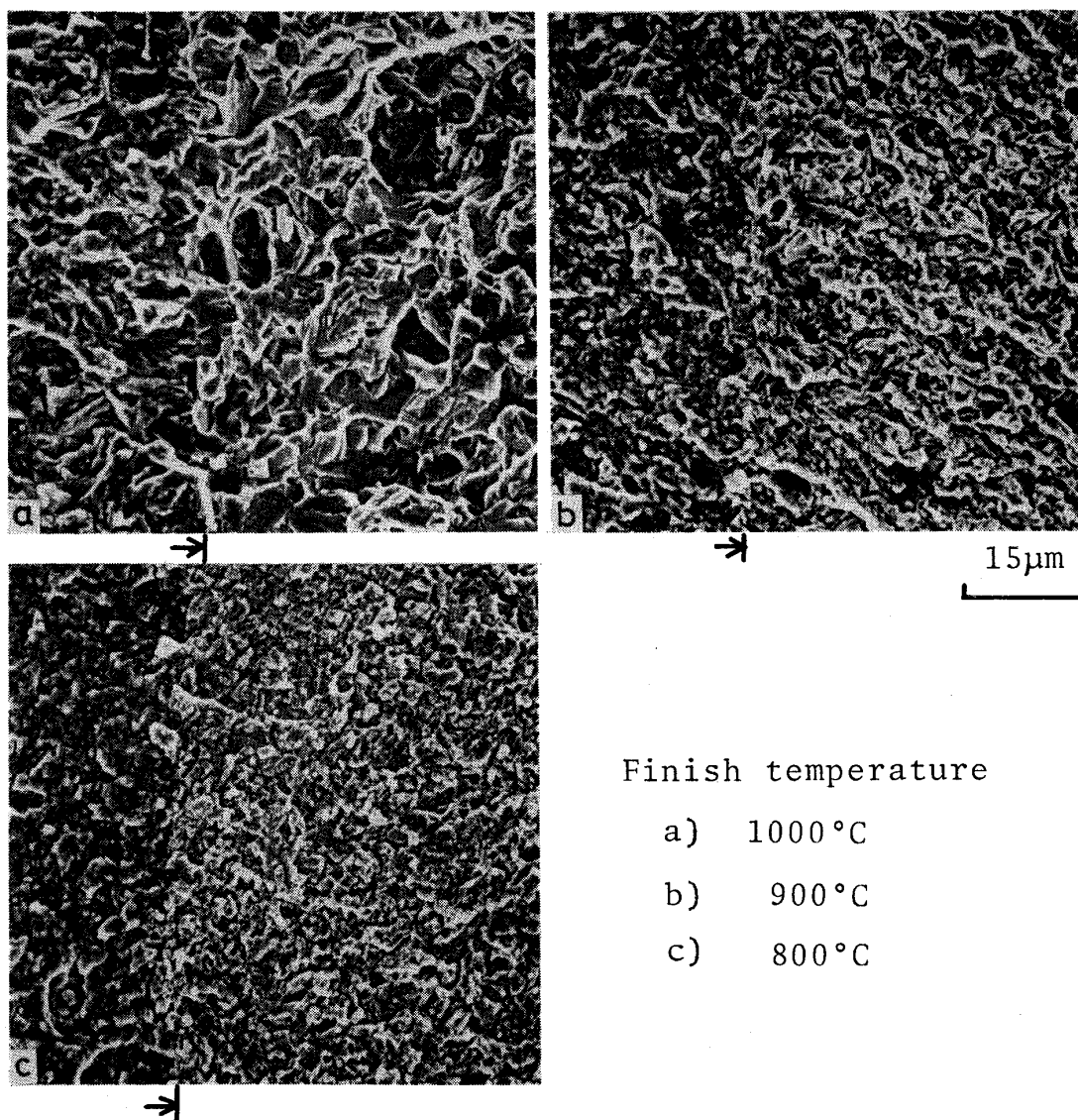


Fig. 5. Effect of finish temperature of rolling on Charpy absorbed energy for the two steels under as-rolled condition.

吸収エネルギーは低下する。このような延性、靱性の低下は、粗大析出物と再結晶温度以下の加工の2因子の影響

によるものと考えられる。この両者の影響については、次のように考えられる。著者らが別に報告⁷⁾しているように、析出が生じない 16Ni-15Co-6Mo-2.5Ti 鋼では再結晶温度以下での加工を加え 130 kgf/mm² の強度が得られる状態において 16 kgf·m/cm² のシャルピー吸収エネルギーが得られている。一方、同程度の強度を示す 10Ni-18Co-14Mo 鋼では、シャルピー吸収エネルギーが 5 kgf·m/cm² に低下している。シャルピー吸収エネルギーの急激な低下はディンプルサイズの変化と一致し、しかもその変化は粗大析出物の分散状態すなわち粗大析出物量の増加と対応している。このような2つの結果を考慮すると、圧延終了温度の低下にともなう時効前の絞りとシャルピー吸収エネルギーの低下は、おもに粗大析出物の存在に起因するものと思われる。

Fig. 6 は、500°C、3 h 時効後の強靱性におよぼす圧延終了温度の影響を示したものである。強度は、10Ni-16.5Co-12.5Mo 鋼において、圧延終了温度が 900°C を境に高温側の約 290 kgf/mm² から、低温側の 305



Finish temperature

- a) 1000°C
- b) 900°C
- c) 800°C

fatigue precrack

Photo. 3. Scanning electron fractographs at the tip of fatigue crack of fracture toughness specimen of 10Ni-18Co-14Mo steel, showing the effect of finish temperature of rolling in TMT.

kgf/mm² へと上昇し、絞りは、約 20% から 5% へと減少している。また、10Ni-18Co-14Mo 鋼では圧延終了温度が 1000°C の約 310 kgf/mm² から 800°C の 335 kgf/mm² へと強度は上昇しているが、950°C と 900°C では低応力破壊を生じている。そして、低応力破壊が生じなかつた試料も降伏とほとんど同時に破断し、絞りはいずれの場合も 0% である。 K_{IC} は、両鋼種とも圧延終了温度による変化がまったく認められない。ところが、Photo. 3 に示すように、10Ni-18Co-14Mo 鋼の K_{IC} 試験片の疲労き裂先端部の破面は、圧延終了温度 1000°C のへき開から 900, 800°C の細かいディンプルへと破壊様式が変化している。このことは前報²⁾ で示したように、粗大な析出物が全面に分布していることを意味

し、また、280 kgf/mm² 級鋼ではこれと同様な破面様相の変化を示す場合、 K_{IC} は大きく低下する。このように、強度水準が著しく高くなり、 K_{IC} の絶対値が著しく低い場合には、破壊様式が変化しても K_{IC} はもはや変化する得ないものと思われる。つまり、 K_{IC} はすべての強度レベルにわたって変化するのではなく、強度に強く依存するのは 280 kgf/mm² 級までで、さらに強度が上昇するとほとんど減少しなくなり、飽和するような傾向を示すものと考えられる。

結局、加工熱処理中に生じる析出物の最高時効硬さ状態における強度、延性、靱性におよぼす影響については、結晶粒径と再結晶温度以下の加工の効果が重畳し、悪影響を検出することはできなかった。

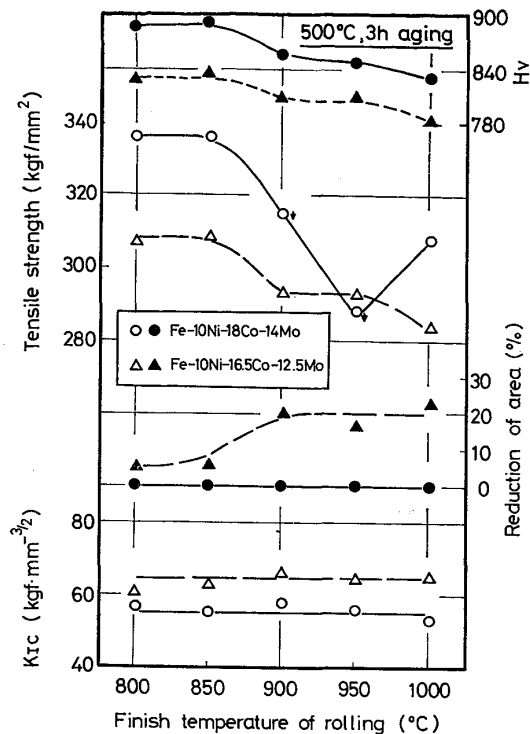


Fig. 6. Effect of finish temperature of rolling on hardness, strength, ductility, and toughness for the two steels aged at 500°C for 3h.
↓ : This mark means an occurrence of the unstable fracture in a low stress level.

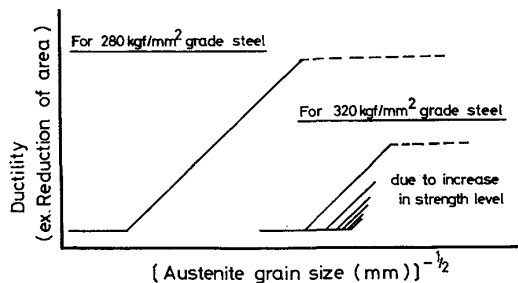


Fig. 7. Schematic illustration, showing the relationship between austenite grain size and ductility under the strength levels of 280 and 320 kgf/mm².

4. 考 察

以下に Mo を 12.5% 以上添加した高 Mo 系マルエージ鋼に、加工熱処理を適用して強靱化を図る際の問題点を中心として考察する。

4.1 オーステナイト結晶粒の細粒化と延性改善

著者らが前報³⁾で報告した 280 kgf/mm² 級 13Ni-15Co-10Mo 鋼では、オーステナイト結晶粒の細粒化により延性を大幅に改善し、強度も若干上昇するという好結果が得られた。それに対して本系合金では、強度は若干高めることができたが、延性を改善するにはいたらなかった。その理由を考察するため Fig. 7 は、オーステ

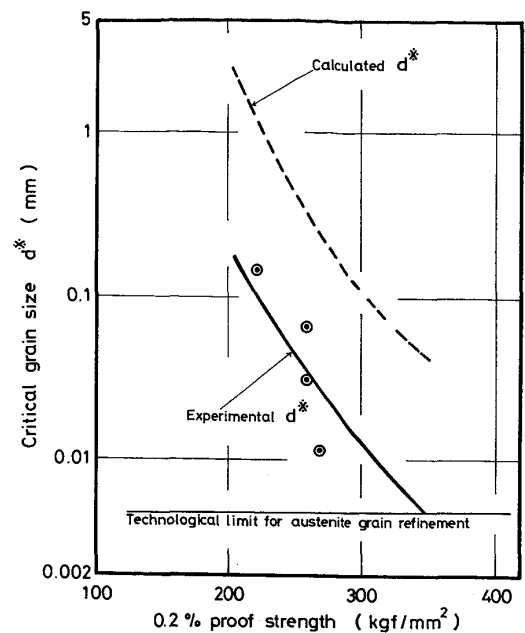


Fig. 8. Relationship between critical grain size d^* , above which an unstable fracture in low stress level occurs, and the strength of maraging steel.

ナイト結晶粒径の $-1/2$ 乗と絞りで表される延性との関係を示した模式図である。280 kgf/mm² 級鋼では、オーステナイト結晶粒径を 90 μ m から 20 μ m まで変化させ、低応力破壊が生じる臨界粒径が約 40 μ m に存在することを明らかにしている。これに対して本系合金では、加工熱処理条件に改善を加え、280 kgf/mm² 級鋼より細粒組織が得られているが、強度水準が上昇したため、Fig. 3 および6の低応力破壊発生状況からも明らかなように、臨界粒径も 10 μ m 以下に移行し、細粒化による延性の改善を著しく困難にしている。しかも、オーステナイト結晶粒の細粒化を促進するため加工度を増していくと、強度がわずかながら上昇する。このような高強度水準下においては、わずかな強度上昇によっても臨界粒径はさらに細粒側に移動する。結局、このような高強度水準下において延性を改善するには、オーステナイト結晶粒を桁違いに細かくすることが必要であるものと思われる。そこで、どの程度細かくすれば、どの程度までの引張強さが得られるかを考察する。Fig. 8 は、低応力破壊が発生する臨界粒径と材料の強度水準との関係を、すでに報告⁶⁾されているマルエージ鋼についての値から取りまとめたものである。この関係を単純に外挿すると、350 kgf/mm² の強度を得るには結晶粒径は約 4 μ m、そして 400 kgf/mm² には約 2 μ m でなければならない。一方、オーステナイト域で加工する処理によつて得られる粒径は、従来の研究⁸⁾⁹⁾では 7~10 μ m が

最も細かく、また著者らが今まで試みてきた実験結果を考慮すると $4\mu\text{m}$ 程度が限界であると考えている。したがって、我々の当面の目標は、オーステナイト結晶粒径を $5\mu\text{m}$ 以下として 350 kgf/mm^2 の引張強さを達成することである。

このように、高強度水準下においては延性はオーステナイト結晶粒径に最も強く支配される。このことが、前章で述べたように時効後の延性に対して粗大析出物の悪影響が認められなかった原因であろう。つまり、合計加工度を増して微細化を図ると、加工中に析出を生じる。この細粒化と析出の加速が同時に進行し、しかも結晶粒径の影響の方が延性に対して著しく、また、 $10\text{Ni-16.5Co-12.5Mo}$ 鋼においても絞りが 20% 以下しか得られない厳しい状況下にあるため、粗大析出物の悪影響が明らかに現れなかったものと推察される。しかしながら、粗大析出物は応力集中源となり（細粒化を著しく促進する効果が伴わない限り）、延性、靱性に対して悪影響をおよぼさなければならぬと考えられる。このことは逆にこの鋼種でも、粗大析出物のない状態で著しい微細粒組織を作り出せば、かなりの高強度と優れた延性が期待できるということになる。

4.2 加工熱処理中の析出

Fig. 9 は、本系合金に適用した加工熱処理と析出開始曲線との関係を示す模式図である。まず、高温に加熱した試料に加工を加えず、圧延終了温度に相当する点まで圧延の場合と同じ速度で冷却し、その後圧縮空気を吹き付けて強制冷却した A の場合は、析出開始曲線①がかなり長時間側に在存し析出は生じない。次に、再結晶温度以上で加工を終える加工熱処理を適用した B の場合には、加工により誘起され析出開始曲線が短時間側の②へ移動し、強制冷却中に析出開始領域に侵入するものと思われる (Photo. 1 に示すように析出物が粒界にのみ認め

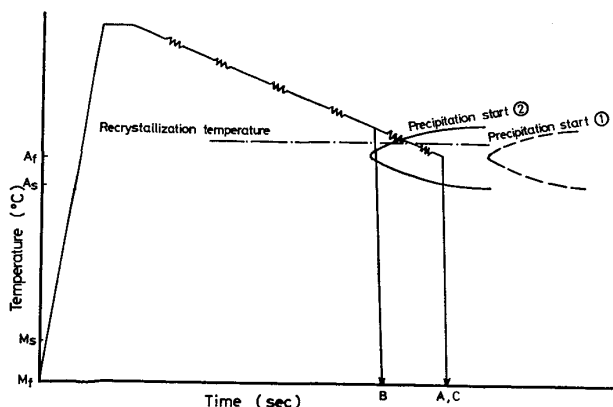


Fig. 9. Schematic illustration, showing the effect of TMT on precipitation behavior.

られるので、最終パス後の冷却中に析出が生じたものと思われる)。また、加工度を増加させ圧延終了温度が低くなつた C の場合には、析出開始曲線は②の位置かそれより短時間側に存在し、再結晶温度以下の圧延付近で析出開始曲線と交差するものと考えられる。そこで、析出開始曲線が加工により短時間側に移行することを確認するとともに、加工熱処理のどの段階で析出が生じるかを確認するため次のような実験を行った。

まず、加工を加えない連続冷却の場合について述べ、次に加工熱処理中について述べるが、いずれの場合も高温からの冷却速度は、 4.2°C/s である。この速度は、次のような加工熱処理条件の際の冷却速度に相当するものである。圧延開始温度 1200°C 、同終了温度 800°C 、圧延前形状 30 mm 角、同終了 $10\text{ mm}\phi$ 、パス回数 10 回加工度 91% 。まず、加工を加えない連続冷却の場合は、高温から 4.2°C/s の速度で冷却すると強制冷却前の温度が 700°C であつても析出物はまったく認められなかった。しかし、高温からの冷却速度を 1 桁遅く 0.42°C/s にすると、強制冷却前の温度が 1000°C でもオーステナイト粒界に少量の析出物が生じるようになり、 800°C ではかなり多くの析出物が生じている。このように、加工をまったく加えない一定冷却速度の連続冷却においては、通常の加工熱処理の冷却速度に比べ著しく遅く冷却しない限り、析出開始曲線に接する可能性のないことが確かめられた。

次に、Photo. 4 に加工熱処理中の光学顕微鏡組織の変化を示した。圧延パス回数 4 回までは、オーステナイト粒の細粒化のみが認められるが、6 回（圧延終了温度 960°C ）になると細粒化が進行するとともに少量の析出物が認められるようになる。8 回および 10 回のパス後には多量の析出物が認められる。このことから、加工により析出が著しく促進されることが明らかである。このように、本系合金では加工熱処理を適用して析出物のない状態で微細な組織を得ることは困難である。加工中に生じるこの粗大析出物の影響については、再結晶温度以下の加工やオーステナイト結晶粒の微細化効果のために明らかにすることができなかったが、延性や靱性が著しく低い高強度水準下においては、応力集中源となり、さらに延性、靱性を低下させるものと考えられる。したがってさらに高強度を得るためには、1) 粗大析出物の生じ難い合金設計を行い、加工熱処理を適用して可能な限りの細粒化 ($4\mu\text{m}$ 程度) を図るか、あるいは、2) 粗大析出物を逆に利用してより極端な細粒化 ($1\mu\text{m}$ 程度)¹⁰⁾ を図るかなどの方法が今後必要であろう。

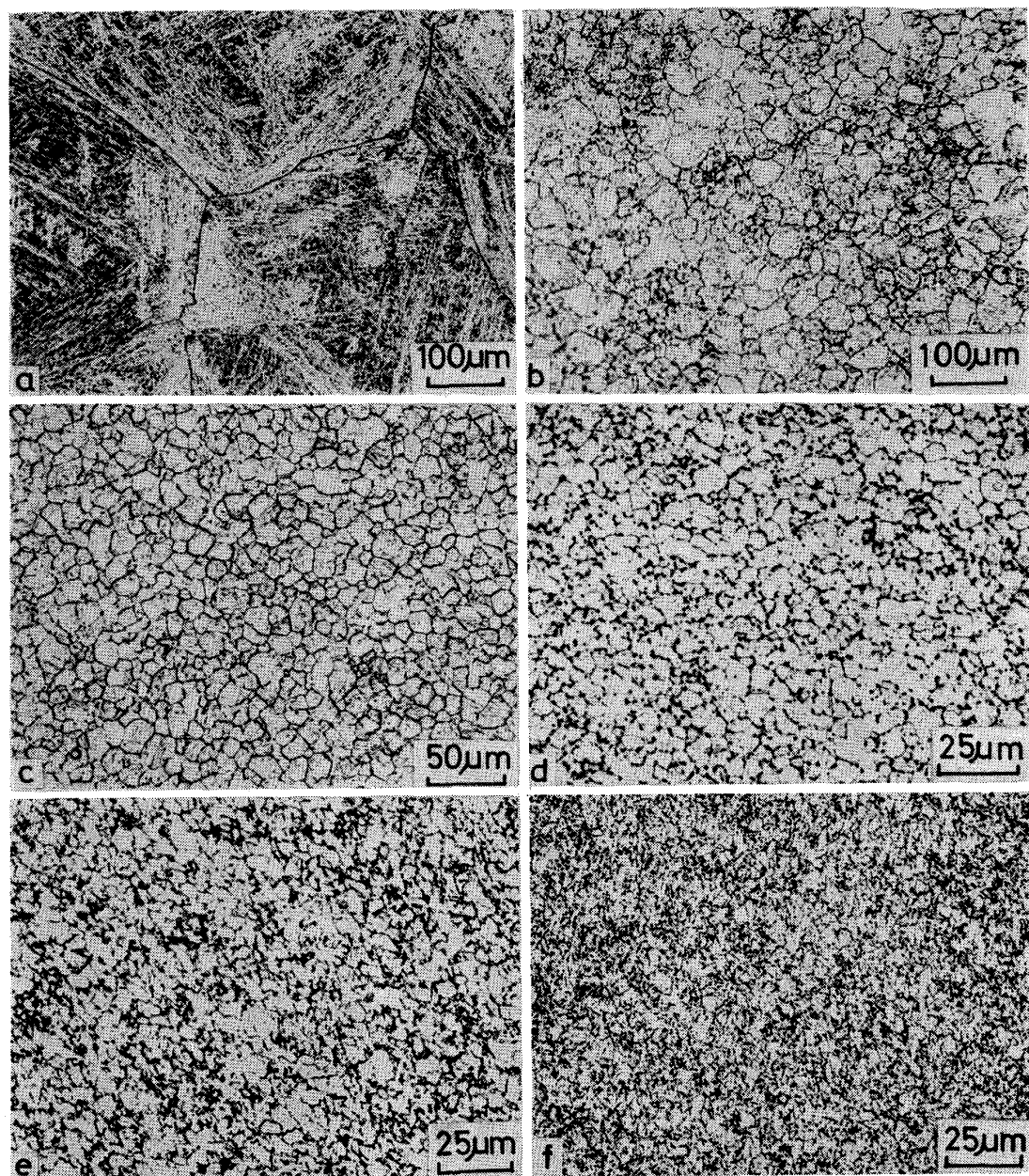


Photo. 4. Optical micrographs, showing the structural change during multiple-pass rolling of 10Ni-18Co-14Mo steel.

5. 結 論

10Ni-18Co-14Mo 系 350 kgf/mm² 級マルエージ鋼の強靱性の改善を目標として、加工熱処理条件すなわち合計加工度、圧延開始温度および圧延終了温度の影響を検討した。その結果を要約すると、次のとおりである。

a) 加工熱処理における合計加工度が大きくなるほど、オーステナイト結晶粒は細粒になる。91%の加工度の場合には、約 5 μm の微細粒組織が得られ、その時引張強さは 337 kgf/mm²、絞り率は 0% である。

b) 圧延開始温度を低下させても、加工熱処理後の粒径はいずれも約 6 μm で、組織上にほとんど変化が認め

られなかった。そのため、強度、延性は改善されない。

c) 圧延終了温度を低下させると、粒径はいくぶん細くなるが、加工熱処理中に多量の析出物が生じるようになる。この析出物は、時効前の延性、靱性を低下させるが、時効後の強度、延性、および靱性に対しては明りような悪影響をおよぼさない。この点を粒径、および再結晶温度以下の加工の影響とからみ合わせて考察した。

d) さらに、この析出物は加工熱処理中の加工に誘起されて生じることを明らかにした。

e) 本系合金のように多量の Mo を添加した合金では、従来著者が目標としてかかげてきた析出物のない状態で微細粒組織を作ることは非常に困難であることがわ

かつた。そして、今後の方向としては、2つの組織状態を作ることの必要性を指摘した。

終わ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強力材料研究部長内山郁博士、多くの助言をいただいた強力材料研究部の諸氏、およ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谷治治男、高橋順次氏に心より感謝致します。

文 献

- 1) 宗木政一, 河部義邦, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 64(1978), p. 605
- 2) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63(1977), p. 1691
- 3) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三: 鉄と鋼, 64

1978), p. 1063

- 4) J. R. MIHALISIN and C. G. BIEBER: J. Metals, (1966) Sept., p. 1033
- 5) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑綽久: 川崎製鉄技報, 6(1974), p. 524
- 6) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1229
- 7) 宗木政一, 河部義邦: 鉄と鋼, 65(1979), S 1034
- 8) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, 54(1968), p. 162
- 9) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: Mat. Sci. Eng., 24 (1976), p. 123
- 10) H. SUNADA, J. WADSWORTH, J. LIN, and O. D. SHERBY: Mat. Sci. Eng. 38 (1978), p. 35