

UDC 669.14.018.295 : 669.15'24'28'295-157.8-194.55 : 536.55 : 620.
186.82 : 621.785.616

論 文

280kg/mm² 級マルエージ鋼の加工熱処理条件と強靱性*

河部 義邦**・宗木 政一***・中沢 興三**

Relation of Processing Variables in Thermomechanical Treatment to Strength, Ductility, and Toughness of 280kg/mm² Grade Maraging Steel

Yoshikuni KAWABE, Seiichi MUNEKI, and Kozo NAKAZAWA

Synopsis:

In order to produce the ultrahigh strength maraging steel plate with excellent ductility and toughness, and free from the anisotropy in the mechanical properties, the effects of processing variables in thermomechanical treatment on the mechanical properties of 13Ni-15Co-10Mo steel have been investigated. The relation between prior austenite grain size and the mechanical properties has also been investigated. The austenite grain size attainable is greatly affected by the reduction in rolling. The grain refinement increases the tensile strength and ductility, but does not improve fracture toughness. The anisotropies of strength and ductility are found to be related to the occurrence of the unrecrystallized austenite grain, whereas the anisotropy of fracture toughness is not observed for all the conditions. Thus, the recrystallized and fine grained structure is found favorable to produce the excellent combination of the strength, ductility, and isotropy. Such a microstructure is produced by choosing the optimum conditions in the thermomechanical treatment, which involve the rolling temperature and reduction.

1. 緒 言

著者らは高強度マルエージ鋼の強靱化を目的とし、まず組織と機械的性質との関連を検討し、強度、延性、靱性の優れた組合せを得るには加工熱処理の適用が有効であることを示した¹⁾。次に、各種の加工熱処理法の効果を検討し、角棒素材に繰返し熱間圧延による加工熱処理を適用した場合、最も優れた強靱性が得られることを明らかにした²⁾。更に、その研究において、角棒圧延と板圧延では同じ連続冷却圧延であるにもかかわらず引張特性に優劣が生じるのは、繰返し圧延過程における加工度とその配分が異なり、得られるオーステナイト粒径に差が生じるためであると結論した。一方、このような高強度材料の用途³⁾を考慮すると、板材のほうが棒材より利用価値が高く、また、板材では圧延方向と直角方向との面内異方性が重要な問題になる^{3)~5)}。

そこで、本研究は、強靱性が優れ、しかも異方性の低い圧延板を製造する最適条件を把握するため、繰返し圧延過程における各種の処理条件の影響を調べ、とくにオ

ーステナイト(γ)粒径との関連を検討したものである。

2. 実 験 方 法

2.1 試 料

供試材として、13Ni-15Co-10Mo 鋼と強度がやや高い 12Ni-16Co-11Mo 鋼⁶⁾の2鋼種を用いた。この供試材は高周波真空溶解で 17.5 kg 鋼塊に溶製した。その際、3.1 の実験には両鋼種とも同一目標成分の3溶解材を用い、3.2, 3.3, 3.4 の各実験には 13Ni-15Co-10Mo の1溶解材を用いた。このように、本実験では 13Ni-15Co-10Mo鋼は6溶解材、12Ni-16Co-11Mo 鋼は3溶解材を用いている。しかし、分析結果の一例を Table 1 に示すように、不純元素量は非常に低くし、またいずれも目標成分とおりの試料が得られているので、溶解材間の差は無視できると考えている。これらの鋼塊を、40, 50, 60 mm厚×60 mm幅×100 mm 長さに熱間加工し、加工熱処理の素材に供した。

2.2 加工熱処理

素材を水素雰囲気中 1200°C で 24 h 均質化処理を行

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 11 月 11 日受付 (Received Nov. 11, 1977)

** 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 composition of alloys used (%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Mg	Fe
13Ni-15Co-10Mo	0.004	0.005	0.003	0.004	0.004	12.65	14.61	9.62	0.18	0.006	0.001	Bal.
12Ni-16Co-11Mo	0.003	0.006	0.003	0.004	0.005	12.09	15.21	10.45	0.17	0.005	0.001	Bal.

Table 2. Schedule of rolling pass in thermomechanical treatment.

Initial thickness (mm)	Number of pass							Final thickness (mm)	Total reduction (%)
	1	2	3	4	5	6	7		
40	28 mm*	19	12	9	7			12	70
	30%**	32	37	42%				7	82
50	35 mm	28	19	12	9	7		12	76
	30%	20	32	37	42%			7	86
60	42 mm	35	28	19	12	9	7	12	80
	30%	17	20	32	37	42%		7	88

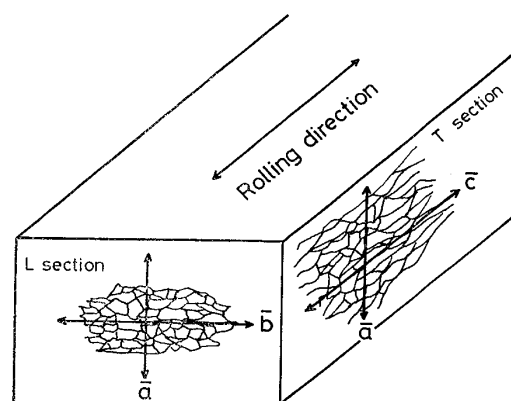
* Thickness of plate

** Reduction per one pass

なつた後、ただちに 1250°C の大気炉中に移し、1 h 保持した。その後、Table 2 に示すパス・スケジュールに基づいて加工し、最終パス後 6 sec 後に水中に焼入れた。この際、いずれの合計圧下率の場合も、圧延開始温度は 1200°C とし、圧延パスの間隔を調整し、圧延終了温度を 900°C に揃えた。また、繰返しの熱間圧延を行なう場合は、初期厚さと最終厚さとの差より求める合計圧下率とともに、各パスごとの圧下率の設定が重要である。そこで、Table 2 に示した各パス圧下率は次のような観点から選定した。第一に、前報²⁾で好結果が得られた角棒圧延では、各パスごとに約 30% の加工度が与えられているので、最低 30% の圧下率を加えることを目標とした。第二に、再結晶を起こすに必要な臨界加工度は圧延温度が低下するほど増加する^{7)~8)}ので、パス回数の順に加工度を大きくとること、とくに最終パスでは約 50%⁶⁾の圧下率を与えることを目標とした。しかし、予備試験の結果、900°C 近傍の最終パスで 50% の圧下率を加えることは、圧延機容量の制約上不可能なので、12 mm から 7 mm に圧延する場合は一度 9 mm に圧延した後、待時間なしで 7 mm に圧延する方法を便宜的に採用した。Table 2 で 12 mm → 9 mm → 7 mm のパスで 42% の圧下率と記したのは、このことを示している。

2.3 前 γ 粒径の測定

本実験では、組織変化を前 γ 粒径および粒形状の変化に重点を置いて観察した。そこで、試料は、500°C で 30

Section Average prior γ grain size Grain aspect ratio

L	$1.78 \left(\frac{\bar{a} + \bar{b}}{2} \right)$	$a_L = \frac{\bar{b}}{\bar{a}}$
T	$1.78 \left(\frac{\bar{a} + \bar{c}}{2} \right)$	$a_T = \frac{\bar{c}}{\bar{a}}$

Fig. 1. Schematic representation of measurement of the prior austenite grain size and grain shape in the rolled plate.

min の短時間時効を与え、10% クロム酸水溶液中で電解腐食を行ない、前 γ 粒界を優先的に現出させた。

Fig. 1 のように、圧延方向に対して垂直および平行な断面で前 γ 粒径を測定し、前者は圧延方向の機械的性質に対する責任断面という意味から L 断面とし、後者を T 断面とした。前 γ 粒径は戴片法で求め、Fig. 1 に示したように延伸粒の場合は、粒径は平均粒径で、変形の度合

は grain aspect ratio で示した。

2.4 引張および破壊靱性試験

引張試験片は、試験片の軸方向が圧延方向と平行 (L 方向) および垂直 (T 方向) の 2 方向から、破壊靱性試験片は、ASTM 規格⁹⁾ に示されている L-T (以下 L 方向と称する)、および T-L (T 方向) の 2 方向から採取した。なお、試験片はすべて、500°C で 4h の最高硬さ状態に時効して試験に供した。

引張試験は、直径 3.5mm、標点間距離 25mm の丸棒試験片を用い、 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の歪速度で行なつた。破壊靱性試験は、厚さ 10mm または 5mm、幅 10mm、支点間距離 40mm の 3 点曲げ試験片を用い、ASTM 規格⁹⁾ にしたがって行なつた。なお、これらの試験はいずれも室温で行ない、また同一条件下で 2 ないし 3 本行ない、それらの平均値を示した。

3. 実験結果および考察

3.1 熱間加工度の影響

Fig. 2 は、両鋼種の L, T 断面での平均粒径と grain aspect ratio に及ぼす合計圧下率の影響を示したもので、圧下率の増加に伴い前 γ 粒径は細くなる。両鋼種間では 12Ni-16Co-11Mo 鋼のほうがいくぶん細粒になり、また両鋼種とも L 断面のほうが T 断面より細粒である。後者の現象は、grain aspect ratio が 1 より大きいことから明かなように、最終パス後に未再結晶粒 (延伸粒) になるためである。なお、grain aspect ratio は両鋼種とも、圧下率による系統的な変化は見られない。

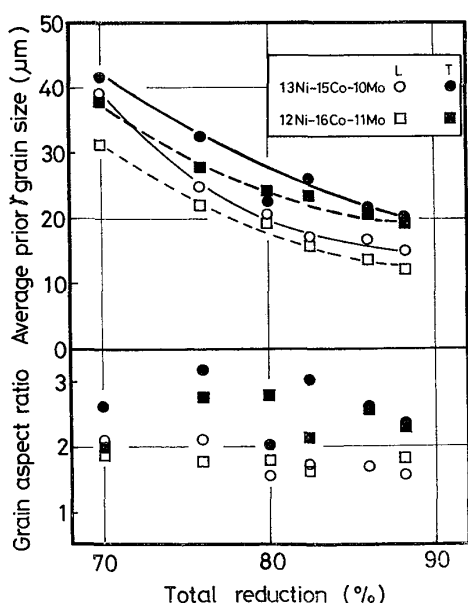


Fig. 2. Effect of total reduction on the prior austenite grain size and grain aspect ratio.

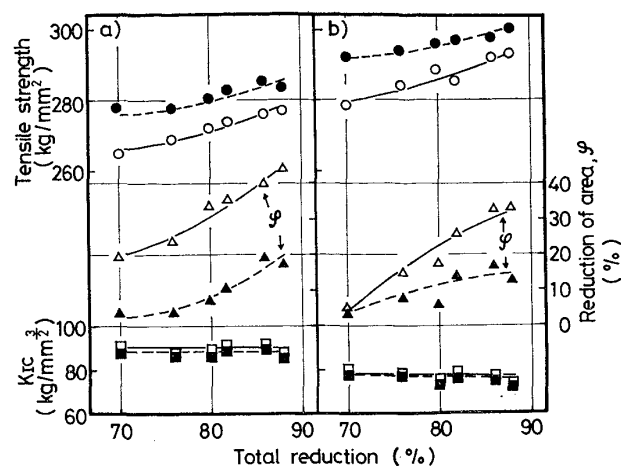


Fig. 3. Effect of total reduction on the tensile properties and plane strain fracture toughness for a) 13Ni-15Co-10Mo steel and b) 12Ni-16Co-11Mo steel.

Open marks refer to the longitudinal properties and full marks to the transverse properties.

本実験では、前回の実験²⁾ でこの鋼の再結晶温度が約 900°C と予想されたことから、圧延終了温度を 900°C としたが、Fig. 2 の結果から、再結晶粒組織を得るためには圧延終了温度が低過ぎたことが判つた。したがって、圧延パスのどの段階から延伸粒が現われ、また圧延終了温度をどの程度にすれば再結晶粒組織が得られるかの 2 点が問題なので、これらの点を後でくわしく検討する。

Fig. 3 は、引張特性と K_{IC} に及ぼす合計圧下率の影響

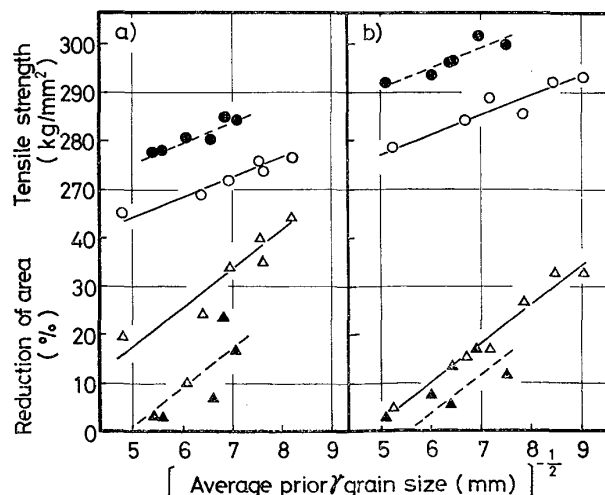


Fig. 4. Relationship between the tensile properties and average prior austenite grain size for a) 13Ni-15Co-10Mo steel and b) 12Ni-16Co-11Mo steel.

Open marks refer to the longitudinal properties and full marks to the transverse properties.

響を示したものである。圧下率の増加に伴い、引張強さはゆるやかに増加し、絞りはいくぶん向上する。しかし、いずれも L, T 方向で大きな異方性を示し、引張強さは T 方向が高く、絞りは L 方向が優れている。一方、 K_{IC} は、圧下率、L, T 方向にかかわらず変化しない。そして、12Ni-16Co-11Mo 鋼は 13Ni-15Co-10Mo 鋼より強度が 10~20kg/mm² 弱く、絞り、 K_{IC} は低い。

Fig. 4 は、引張強さおよび絞りとの関係を示したものである。ここでは、各方向の特性は責任断面の平均粒径を用いて示している。引張強さ、絞りとも前 γ 粒径 d の $-1/2$ 乗との間に直線関係があり、その勾配は鋼種、L, T 方向によらず、一定である。ただ、絞りのほうが引張強さより粒径依存性が著しい。このように $d^{-1/2}$ で整理した場合も絞りの L, T 方向異方性が残っており、即ち絞りの異方性が L, T 断面での前 γ 粒径の差のみによるものでないことが判つたので、次に L, T 方向の強度差による影響を検討した。

Fig. 5, 6 は、Fig. 3 の両鋼種の結果を、引張強さと K_{IC} 、引張強さと絞りとの関係として示したものである。 K_{IC} は L, T 方向の異方性が認められず、ばらつきも少なく、強度上昇に伴いゆるやかに低下する。一方、絞り

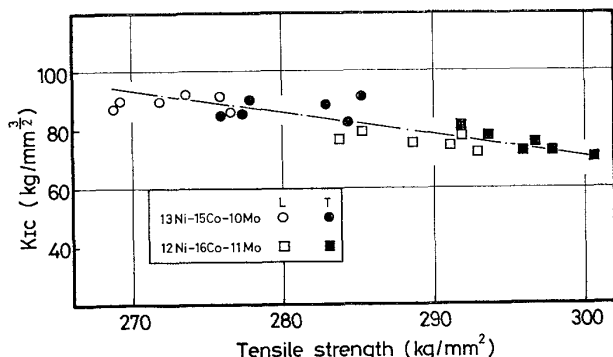


Fig. 5. Relationship between tensile strength and plane strain fracture toughness.

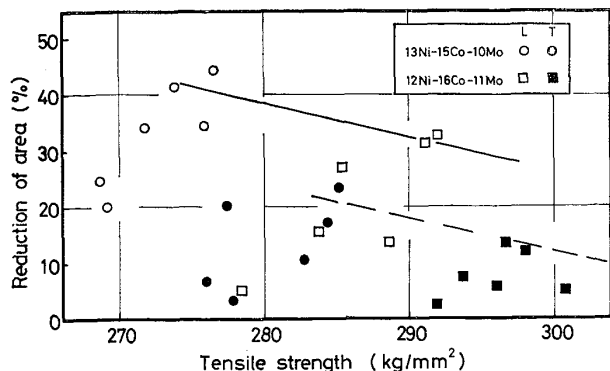


Fig. 6. Relationship between tensile strength and reduction of area.

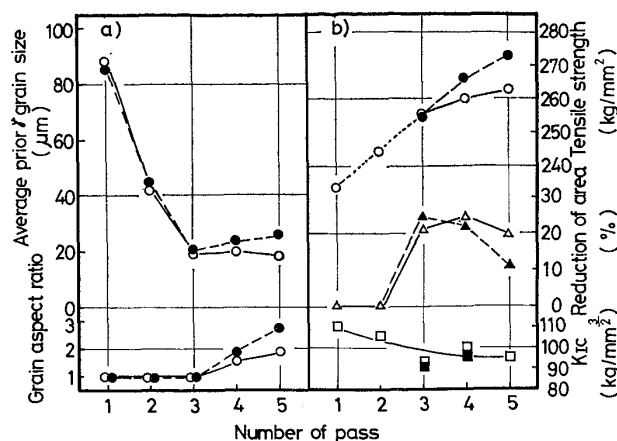


Fig. 7. Change of austenite grain and the mechanical properties during multiple-pass rolling of 13Ni-15Co-10Mo steel.

Initial grain size is 850 μ m, the starting temperature of rolling 1 200°C, the finishing temperature of rolling 900°C and total reduction 82%.

Open marks refer to the longitudinal properties and full marks to the transverse properties.

は前 γ 粒径に強く依存するため、強度との関係で示すと広範囲にばらついている。しかし、かなりの細粒組織が得られ、絞りがほぼ飽和する値を用いると図中に示す直線関係が得られる。このように、絞りの異方性が、L, T 方向での強度差のみによるものでないことも明らかである。結局引張延性の L, T 方向異方性は、主に強度の異方性（塑性挙動の異方性）と前 γ 粒径の差の両者によるものと思われ、高張力鋼などで良く言われているような介在物の形状変化に起因する効果^{10)~11)} は、不純元素量が非常に低いため、ほとんど影響を及ぼしていないものと推察される。

3.2 繰返し圧延過程における挙動

次に、繰返し圧延過程における γ 粒と機械的性質の変化を検討した。Fig. 7 は、13Ni-15Co-10Mo 鋼の合計圧下率が 82% の場合について、圧延パスに伴う両者の変化を示したものである。圧延開始時の粒径は 850 μ m、圧延パスの進行に伴い細粒になり、3 パス後には 20 μ m になる。このパスまでは再結晶粒であるが、4 パス後には延伸粒になる。5 パス後には更に粒が伸長化するため、T 断面の平均粒径は逆に大きくなる。一方、引張性質は、前 γ 粒の粗い 1, 2 パス後には低応力破壊が起こっているが、3 パス後には 20% 以上の絞りが得られる状態になり、しかも強度、絞りとも異方性は生じていない。更にパス回数が増えると、T 方向の引張強さは急に増加し、強度異方性が現われるとともに、T 方向の絞りが減少し絞りの異方性も現われてくる。 K_{IC} は、圧延パスの

少ない場合は若干高く、パス回数が多くなると低下するが、その変化は小さく、また異方性も認められない。

この結果、次の2つの事項が明らかになった。第一は、前 γ 粒径が40 μm 以上で低応力破壊が発生し、そして前報²⁾で示したように35 μm の場合は低応力破壊が起こらないので、13Ni-15Co-10Mo鋼で低応力破壊が生じる臨界粒径は約40 μm である。第二には、再結晶粒では強度、延性とも異方性が認められず、異方性の出現は延伸粒の生成と対応することである。

3.3 再結晶温度以下での加工の影響

前項で得られた延伸粒の影響を確認するため、次に再結晶温度以下での加工（オースフォーム）の影響を検討した。前項までの実験では、加工熱処理用素材に加工した後均質化処理を行なったので、加工熱処理開始時点での初期粒径は著しく粗粒化している。この点は再結晶を利用した細粒化処理には非常に不利である。そこで、本実験以降では、鋼塊状態で均質化処理を行なった後、40mm厚、60mm幅の素材に加工し、初期粒径が著しく粗粒化するのを防いだ。

このようにして作った素材を1250°Cと1050°Cに加熱し、3パスで12mm厚に加工し、30 μm と16 μm の再結晶粒組織にした後、800°Cまで空冷して加工を与えた。Fig. 8, 9は、800°Cでの圧下率と前 γ 粒径および機械的性質の関係を示したものである。いずれの再結晶粒の場合も、800°Cという再結晶温度以下での加工により延伸粒となる。そして、この加工によりL方向の強

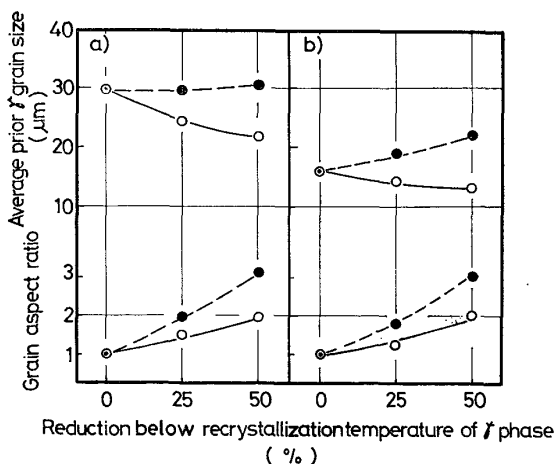


Fig. 8. Effect of the reduction below recrystallization temperature of austenite phase (at 800°C) on the average prior austenite grain size and grain aspect ratio in 13Ni-15Co-10Mo steel.

Initial grain size is 30 μm for a) and 16 μm for b). Open marks refer to the longitudinal properties and full marks to the transverse properties.

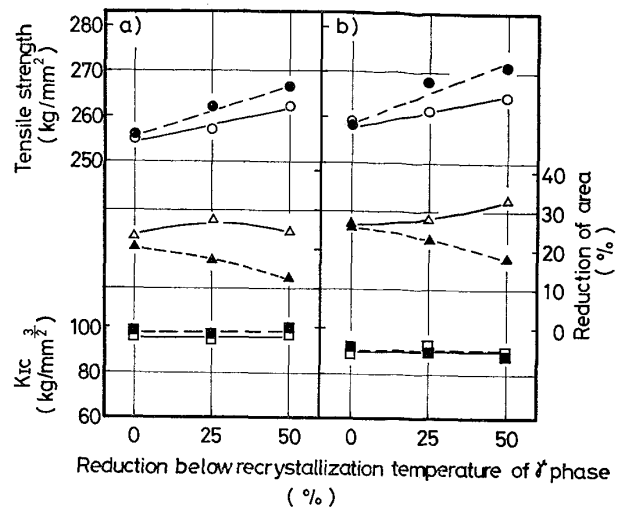


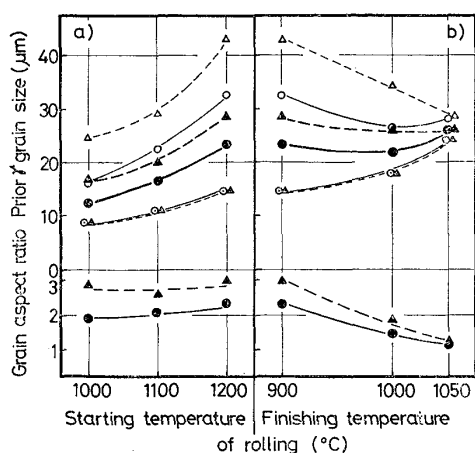
Fig. 9. Effect of the reduction below recrystallization temperature of austenite phase (at 800°C) on the mechanical properties in 13Ni-15Co-10Mo steel.

Initial grain size is 30 μm for a) and 16 μm for b). Open marks refer to the longitudinal properties and full marks to the transverse properties.

度も増加するが、T方向の強度増加のほうが大きいので、強度異方性が生じている。このような強度異方性は、低温圧延を行なった高張力鋼にもよく認められ、未再結晶 γ 相の優先方位に基づきマルテンサイトで集合組織が形成されるためであると説明されている^{12)~13)}。次に絞り、L方向ではほとんど変化しないが、T方向では低下傾向が認められるため、圧下率が大きくなるとかなりの異方性を示している。一方、 K_{IC} は圧下率圧延方向にかかわらず変化しない。したがって、オースフォームを行ない K_{IC} を改善する効果は期待できず、強度が上昇するにもかかわらず K_{IC} が低下しない効果が期待できるに過ぎない。このように、オースフォームを与える処理は、L方向の強靱性を改善するには有効であるが、L、T方向の異方性を助長する欠点がある。

3.4 圧延開始および終了温度の影響

前項までの結果から、強度、延性、靱性の組合せが優れ、しかも異方性の低い状態は、微細な再結晶粒組織であることが明らかになった。そこで、13Ni-15Co-10Mo鋼を用い、合計圧下率が82%の場合について、圧延開始温度と終了温度の影響を調べ、そのような組織が得られる最適条件を検討した。圧延開始温度の影響を調べる場合は、素材を圧延開始温度より50°C高い温度に加熱し、1h保持した後、炉から取り出し空冷し、各温度に到達したとき圧延を開始し、いずれも900°Cで圧延を終了した。そのため、圧延開始温度を変えた場合は初期粒径も変化し、圧延開始温度が1200°C、1100°C、1000



●, ▲: average grain size, ○ △: grain size in thickness direction, ○: grain size in rolling transverse direction, △: grain size in rolling direction.

Fig. 10. Effect of a) the starting temperature and b) the finishing temperature of rolling on the prior austenite grain size and grain aspect ratio in 13Ni-15Co-10Mo steel. Circular and triangular marks refer to L and T section indicated in Fig. 1 respectively.

°C の場合それぞれ 350, 220, 100 μ m である。圧延終了温度の影響を調べた場合は、圧延開始温度を 1200°C と一定した。

Fig. 10 は、前 γ 粒径と grain aspect ratio に及ぼす圧延開始および終了温度の影響を示したものである。この図では、平均粒径の外に、Fig. 1 に示した板厚方向、圧延直角方向、圧延方向の粒径も併記した。このような複雑な表示をしたのは、平均粒径で示した場合は各処理条件による変化が比較的鈍感であるが、圧延直角方向、圧延方向の粒径、即ち長軸粒径ではその変化が著しいことを考慮したからである。この点をも含めて検討すると、圧延開始温度が低くなるほど L, T 断面とも前 γ 粒径が非常に細くなる。ただし、grain aspect ratio は圧延開始温度にほとんど依存しない。次に、圧延終了温度の影響については、終了温度が 1050°C から 1000°C に低下すると前 γ 粒径は若干細くなるが、更に 900°C に低下すると再び大きくなる。終了温度が 1050°C の場合は再結晶粒であるが、1000, 900°C では延伸粒となる。L 断面の grain aspect ratio a_L と圧下率 r の間には $r = (\bar{b} - \bar{a}) / \bar{b} = 1 - 1/a_L$ の関係があるので、この点から判断すると、圧延終了温度が 1000°C の場合は最終パス (9mm $\rightarrow$ 7mm) のみで延伸粒が作られ、900°C の場合はその前のパスから延伸率が生じている。

次に、機械的性質の変化を Fig. 11 に示した。圧延開始温度が低下するほど、強度はゆるやかに上昇し、L 方向の絞り大きく向上するが、T 方向の絞りは開始温

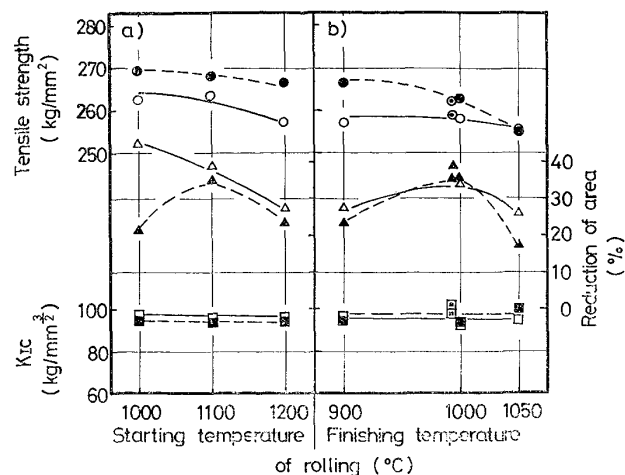


Fig. 11. Effect of a) the starting temperature and b) the finishing temperature of rolling on the mechanical properties of 13Ni-15Co-10Mo steel.

Open marks refer to the longitudinal properties and full marks to the transverse properties.

度 1000°C で反転する現象が見られる。この現象を除くと、強度、延性の変化は上述の前 γ 粒径の変化と良く対応している。 K_{IC} は圧延開始温度によつて変化せず、また異方性も認められない。圧延終了温度の影響については、1050°C では強度異方性は認められないが、絞りは比較的低い。1000°C では絞りは向上するが、強度に軽度の異方性が現われる。900°C では強度異方性が大きくなるとともに、絞りが 1000°C の場合より低下する。このような引張特性の変化は、上述の前 γ 粒径の変化と良く対応している。この圧延終了温度を変えた場合も、 K_{IC} は変化しない。

圧延終了温度が 1000°C の場合は、開始温度を 1100°C に下げた処理も行ない、その結果を、Fig. 11 b) の 1000°C の位置に二重印として示した。この処理は、初期粒径が細くなるため、再結晶を起こさせるのに必要な臨界圧下率が減少し、終了温度が 1000°C でも再結晶粒が得られることを期待している。この処理では、開始温度が 1200°C の場合より前 γ 粒は若干細粒になるが、やはり延伸粒組織で、しかも引張特性、 K_{IC} ともほとんど変わらない。したがって、再結晶粒組織にするには圧延終了温度を 1050°C 以上に高めることが必要であるが、その場合は前 γ 粒を細粒にすることが難しくなる。そこで、更に微細な再結晶粒組織にするには、次の 2つの方法が考えられる。一つは、圧延終了温度を 1050°C とし、合計圧下率を更に増加する。第二の方法は、圧延終了温度を 1000°C とし、最終パス圧下率の与えかたのみを 12mm から直接 7mm に圧下する方法に変更する。いずれの方法を用いるにしろ、本研究で主に用

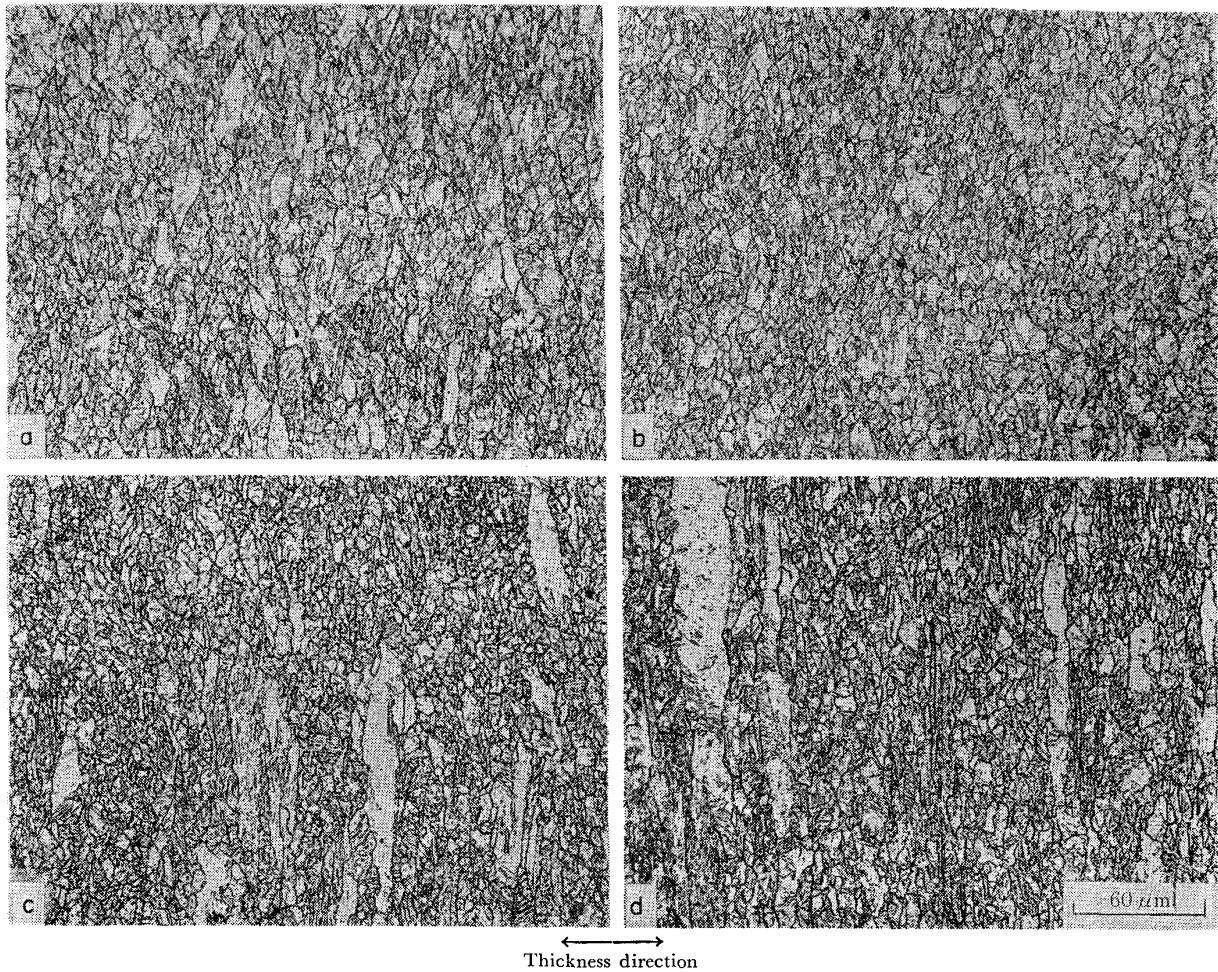


Photo. 1. Optical micrographs of the rolled plate of 13Ni-15Co-10Mo steel, showing the effect of the starting temperature of rolling (STR) and the occurrence of the coarse unrecrystallized grain.
 a) STR 1100°C, T section, b) STR 1000°C, T section
 c) STR 1000°C, L section, d) STR 1000°C, T section

いた 900°C の圧延終了温度は再結晶組織を得る観点からは低過ぎ、終了温度を 1000~1050°C に高める必要がある。これと同様な結果を、石原らも報告¹⁴⁾している。

最後に、圧延開始温度が 1000°C の場合に引張延性に顕著な異方性が生じ、しかも平均粒径の変化と対応しない現象について考察する。Photo. 1 (a), (b) に示すように、圧延開始温度が 1000°C の場合は 1100°C の場合より、平均粒径は確かに細粒になっているが、(c), (d) に示すように粗大な延伸粒が局部的に認められる。この混粒組織は、1) 圧延開始温度が低い場合、2) 初期粒径が粗粒な場合に生じやすい。この 2 つの条件は、いずれも再結晶が起こることを困難にする方向⁷⁾なので、この粗大な延伸粒は圧延パスの初期段階で生成した未再結晶が、何等かの理由によりその後も再結晶を起こさないので残つたものと考えられる。しかし、この混粒組織の生成に起因し延性が低下するのであれば、L 方向の延性は低

下しないで、T 方向のみが低下する理由を説明しなければならない。この粗大な延伸粒は、Photo. 2 (a), (b) に示すように、圧延板の中央部にはほとんど認められず、表面に近いほど生成頻度が多くなる。また、延伸粒は T 断面のほうが L 断面より伸びている。このような 7 mm 厚の圧延板から、平行部径 3.5 mm の丸棒試験片を加工する場合を考えると、試験片の横断面に延伸粒が存在する確率は L 断面より T 断面の方が高く、この差が L, T 方向延性で見掛上異方性が現われる原因と思われる。

上述の考察はかなり便宜的なものであるが、類似な混粒組織が制御圧延を行なつた高張力鋼にも現われ¹⁵⁾、切欠靱性に悪影響を及ぼすことが指摘されている¹⁶⁾ので、粗大な延伸粒の生成条件、生成機構を検討し、その影響を明らかにすることが今後の課題であろう。

3.5 破壊靱性に及ぼす試験条件の影響

著者らが前報¹²⁾までに行なつた 280Kg/mm² 級鋼の破壊靱性試験では、亀裂長さの制御が困難なため、時効

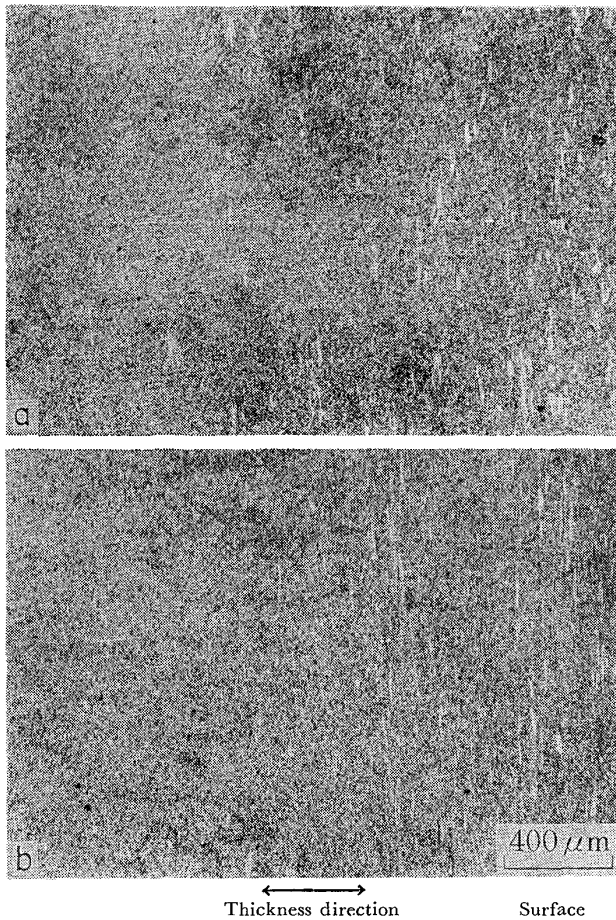


Photo. 2. Optical micrographs of the rolled plate of 13Ni-15Co-10Mo steel, showing the occurrence of the coarse unrecrystallized grain along thickness direction. a) STR 1000°C, L section, b) STR 1000°C, T section

前に疲労亀裂を挿入した。しかし、ASTM 規格⁹⁾では、すべての熱処理後に疲労亀裂を挿入することが規定されているので、本実験では時効処理後に疲労亀裂を挿入した。そこで、前報までの測定値との関係を明確にするため、本実験では時効前にも疲労亀裂を挿入した。

Fig. 12 は、両者の関係を示したもので、時効前に疲労亀裂を挿入して求めた apparent な K_{IC} より、時効後に疲労亀裂を挿入した valid な K_{IC} のほうが常に低くなる。そして、valid K_{IC} が $90\text{kg/mm}^{3/2}$ 以下では apparent K_{IC} のほうが約 10% 大きいのみで、またばらつきも小さいのに対し、valid K_{IC} が $90\text{kg/mm}^{3/2}$ 以上では、apparent K_{IC} のばらつきが大きくなるとともに、増加率も急に大きくなる。このように、破壊靱性が高くなるほど、破壊靱性値は疲労亀裂挿入条件の影響を受けやすくなる。ただ、valid K_{IC} が約 $110\text{kg/mm}^{3/2}$ のところで、両者間でまったく差がない 4 つの実験点が存在する。この実験点は、圧延パス回数が 1 回と 2 回の場合

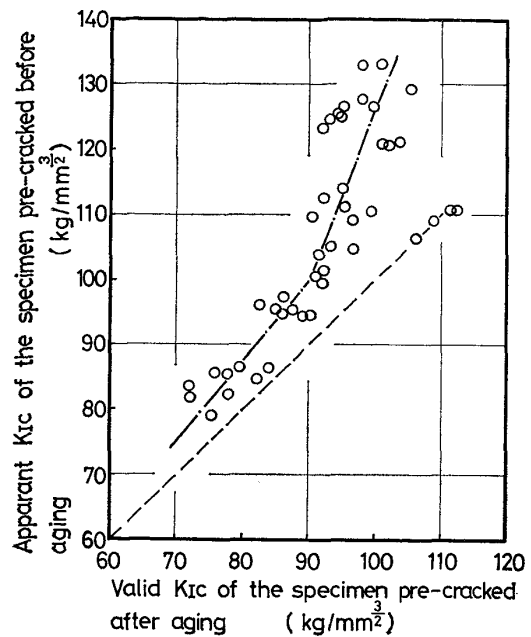


Fig. 12. Relationship between valid K_{IC} obtained from the specimen precracked after aging and apparent K_{IC} obtained from the specimen precracked prior to aging.

合の値で、著しい粗粒組織という共通点がある。しかし、粗粒組織であれば、なぜ K_{IC} が疲労亀裂挿入時期の影響を受けないかについては不明で、今後に残された課題である。

4. 結 言

280kg/mm^2 級 13Ni-15Co-10Mo 系マルエージ鋼について、強靱性が優れ、しかも異方性の低い板材を製造する最適条件を明らかにするため、加工熱処理条件の影響を調べ、とくに結晶粒組織との関連を検討した。その結果を要約すると次のとおりである。

(1) 繰返し圧延による加工熱処理では、加工-再結晶の繰返しにより細粒化が進行し、得られる γ 粒径は圧下率に強く依存する。そして、圧下率が大きくなるほど前 γ 粒は細粒になる。

(2) 前 γ 粒が細粒になるほど引張強さと絞り率は向上するが、 K_{IC} は前 γ 粒径に依存しない。

(3) 圧延過程で未再結晶粒が生じると、強度と延性に L, T 方向異方性が現われてくる。その場合、強度は T 方向が高く、延性は L 方向が高い。未再結晶状態での圧下率が大きくなると、T 方向で強度が上昇し、延性が低下するので、両者の異方性が著しくなる。

(4) K_{IC} は、未再結晶状態の加工によっても変化しない。また、L, T 方向異方性も生じない。

(5) したがって、強靱性が優れ、しかも異方性の低

い状態は、微細な再結晶粒組織である。

(6) そのような組織を製造する最適条件を検討し、圧延開始温度を 1100~1200°C、圧延終了温度を 1000~1050°C とし、合計圧下率 82% 以上とすれば、整粒の微細粒組織が得られることが明らかになった。

終りに、本研究を遂行するに当たりご指導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、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、斉藤正、本多均一、小島重信の諸氏に、感謝の意を表します。

文 献

- 1) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976) 9, p. 1229
- 2) 河部義邦, 宗木政一, 中沢興三, 谷治治男: 鉄と鋼, 63 (1977) 10, p. 1691
- 3) D. KALISH and M. COHEN: Trans. ASM, 62 (1969), p. 353
- 4) R. H. BUSH, A. J. McEVILY, Jr. and M. JUSTUSSON: Trans. ASM, 57 (1964), p. 991
- 5) P. C. HUGHES, I. R. LAMBORN, and B. B. LIEBERT: JISI, 203 (1965), p. 154
- 6) M. H. BODYAKO, et al.: Izvest. Akad. Nauk. Beloruss. SSR, (1970) 1, p. 47
- 7) 田中智夫, 波戸村太根生, 田畑緯久: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 4, p. 522
- 8) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究, (1976) 289, p. 11920
- 9) ASTM E399-74, 1976 Annual Book of ASTM Standards, Part 10, p. 471
- 10) 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975) 14, p. 2998
- 11) E. B. KULA and J. M. DHOSI: Trans. ASM, 52 (1959), p. 321
- 12) 久保田広行, 小指軍夫, 清水輝彦: 日本金属学会誌, 32 (1968) 11, p. 1074
- 13) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975) 7, p. 991
- 14) 石原和範, 波戸 浩, 芦田喜郎, 細見広次: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, p. S740
- 15) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972) 10, p. 1424
- 16) J. J. IRANI, D. BURTON, J. D. JONES, and A. B. ROTHWELL: 'Strong Tough Structural Steels' Proceeding of BISRA & ISI joint conf., (1967), p. 110