

論 文

UDC 669.14.018.29 : 669.15'24-194.55 : 539.4 : 669.112.227.1 : 620.186.8 :
539.4 : 016.218%Ni マルエージ鋼の引張性質におよぼすオーステナイト
粒度および時効前における冷間圧延の影響*

添野 浩**・黒田哲郎***・土屋正利***・田口和夫***

Effects of Austenite Grain Size and Cold Rolling Prior to Aging
on Tensile Properties of 18 Pct Ni Maraging Steels

Kô SCENO, Tetsurô KURODA, Masatoshi TSUCHIYA, and Kazuo TAGUCHI

Synopsis-

The influence of austenite grain size on the tensile properties of 18 Ni maraging steels has been investigated. The austenite grain size of these steels can be remarkably refined by annealing of the cold worked specimens at relatively low solution temperatures.

Improvement in strength, ductility and toughness through austenite grain refinement is observed in aged conditions. The ductility of the 175 and 210 kg/mm² grade maraging steels is relatively high even in coarse grained matrix. The austenite grain size of the 245 kg/mm² grade maraging steel should be refined in order to improve the mechanical properties such as tensile strength, reduction in area, notch sensitivity and impact value because of its distinct low ductility in coarse grained matrix.

An appreciable increase in strength is found when solution treated specimens is cold worked and then aged. This strength increase is caused by work hardening of the martensite. Refining the austenite grain size of solution treated specimens increases work hardening.

The 210 kg/mm² grade maraging steel can be strengthened to the strength level of 245 kg/mm² by a combination of work hardening and precipitation hardening, moreover its notch sensitivity is lower than that of the 245 kg/mm² grade maraging steel. In the 245 kg/mm² grade maraging steel, fine grained specimens show higher strength and tend to improve the notch sensitivity compared to those obtained in coarse grained ones when cold worked and then aged.

1. 緒 言

Co, Mo および Ti を含有する 18%Ni マルエージ鋼は、強靱性とむ超強力鋼として注目され、時効処理によつて 175 kg/mm²(250KSi), 210 kg/mm²(300KSi) および 245 kg/mm²(350KSi) 級の強度に達するものが開発されている。強度および延性は化学組成に影響されるのは勿論であるが、時効条件、オーステナイト結晶粒度などにも影響されるため、マルエージ鋼の強靱性と金属組織学的因子との関連を検討した研究^{1)~9)}も多い。

Co, Mo を主要な析出硬化元素とする 18% Ni マルエージ鋼は、約 460°C を境にして、高温側と低温側とでは形成される析出相が異なることが明らかにされてい

る^{10)~13)}。低温側の析出相は、析出硬化能が大きいが¹⁰⁾
¹³⁾これによつて強化されると、おくれ破壊に対する感受性が高いことが指摘されている^{2)3)14)~16)}。このため約 500°C で時効して強化されるが、このような時効条件においては、平面歪破壊靱性値 K_{IC} はオーステナイト結晶粒度にほとんど依存しないが¹⁾²⁾、延性はオーステナイト結晶粒度を微細化することによつて著しく改善されることが明らかにされている¹⁾²⁾¹⁷⁾。

オースフォームによる強靱化も研究されたが¹⁸⁾¹⁹⁾、C 含有量が少ないため顕著な強靱化は期待できないようである。マルエージ鋼の強化法の 1 つとして、溶体化処理後冷間加工して時効する方法があるが^{19)~21)}、強度増加にともなう延性の低下なども考慮して強靱化法としての

* 昭和 49 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 50 年 6 月 5 日受付 (Received June 5, 1975)

** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Res. Lab. Hitachi, Ltd. 3-1-1 Saiwaichō, Hitachi 317)

*** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Res. Lab. Hitachi, Ltd. 3-1-1 Saiwaichō, Hitachi 317)

Table 1. Chemical compositions of 18%Ni maraging steels investigated.

Strength level (kg/mm ²)	No.	Chemical composition (%)										
		Ni	Co	Mo	Ti	Al	C	Si	Mn	P	S	Other
175	175-A	17.78	7.20	4.96	0.56	0.142	0.012	0.044	0.020	0.003	0.007	
210	210-A	18.14	9.70	4.98	0.82	0.12	0.011	0.04	0.04	0.005	0.006	
	210-B	18.41	9.00	4.83	0.76	0.12	0.006	0.02	0.05	0.004	0.005	
	210-C	18.36	9.28	5.17	0.85	0.10	0.004	0.01	0.02	0.003	0.004	N 0.004
	210-D	18.22	8.95	4.76	0.74	0.09	0.009	0.01	0.02	0.003	0.006	N 0.002
	210-E	18.72	9.24	14.91	0.86	0.11	0.007	0.01	0.02	0.003	0.004	N 0.003
	210-F	17.84	9.52	5.08	0.71	0.13	0.010					
225	225-A	17.40	11.62	3.80	1.24	0.08	0.01	0.01	0.02	0.005	0.004	
245	245-A	17.15	12.70	3.71	1.73	0.12	0.005	0.06	0.05	0.007	0.004	
	245-B	18.22	12.12	3.88	1.59	0.12	0.003	<0.01	<0.01	0.002	0.004	
	245-C	17.54	12.60	4.13	1.66	0.12	0.006	0.07	0.01	0.004	0.006	N 0.005
	245-D	18.10	12.42	3.68	1.41	0.10	<0.002	0.01	<0.01	0.003	0.003	
	245-E	17.49	12.00	4.92	1.40	0.11	0.005	0.01	0.01	0.004	0.006	

意義を明らかにする必要があると思われる。

本報は、市販の 175 kg/mm², 210 kg/mm² および 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の強度、延性および切欠強度比などにおよぼすオーステナイト結晶粒度および時効前における冷間圧延加工の影響などを研究して、強靱化に対するオーステナイト結晶粒の微細化および冷間加工などの意義を検討した結果である。

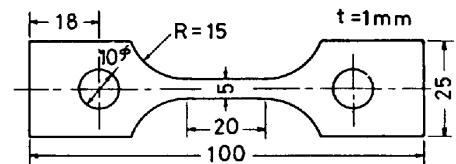
2. 実験方法

用いた試料の化学組成を Table 1 に示す。いずれも厚さ約 10 mm の熱延板で購入した素材 (820°C 溶体化材) から試験片を作った。Fig. 1 に引張試験片の寸法を示す。主として Fig. 1(a), (b) の試験片を用いて引張試験を行なったが、絞りにおよぼすオーステナイト結晶粒度の影響は、Fig. 1(c) の丸棒の試験片を用いて調べた。なお一部の試料については、2 mm U ノッチ JIS 3号試験片および 2 mm V ノッチ JIS 4号試験片を用い、シャルピー衝撃試験も行なった。

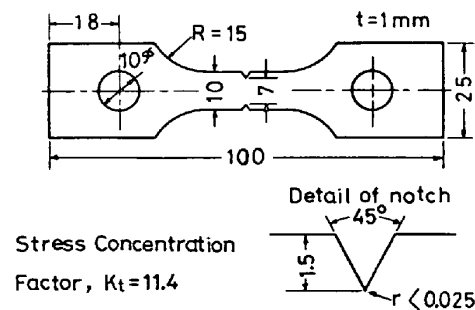
オーステナイト結晶粒度をかえるには、溶体化材を断面減少率で 50~75% 冷間加工し(板の場合は冷間圧延、丸棒の場合は熱延板から機械切削で作った丸棒を冷間スエーシング加工)、これを種々の温度で再び溶体化処理 (1 hr) し、その温度から水冷する方法をとった。詳しくは実験結果で述べるが、最終的な溶体化温度のいかんによつてオーステナイト結晶粒度をかえることができる。

時効は Ar あるいは真空中で、475~500°C の温度範囲で行ない、約 460°C より低温側で析出する準安定相の形成をさせた。なおこの方法では、所定の時効温度に到達するのに 20~30 min を要する。実験結果で述べら

(a) Smooth tensile test specimen(NASA type)



(b) Notch tensile test specimen(NASA type)



(c) Smooth tensile test specimen

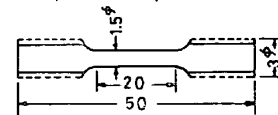


Fig. 1. Tensile test specimen.

れる時効時間とは、所定の時効温度に達してからの経過時間である。

3. 結果ならびに検討

3.1 オーステナイト結晶粒の微細化

Fig. 2 は、オーステナイトの結晶粒度と溶体化温度との関係で、850°C, 1hr の溶体化材を 50~75% 冷間圧延してから溶体化する方法と、900°C, 1hr および 1000

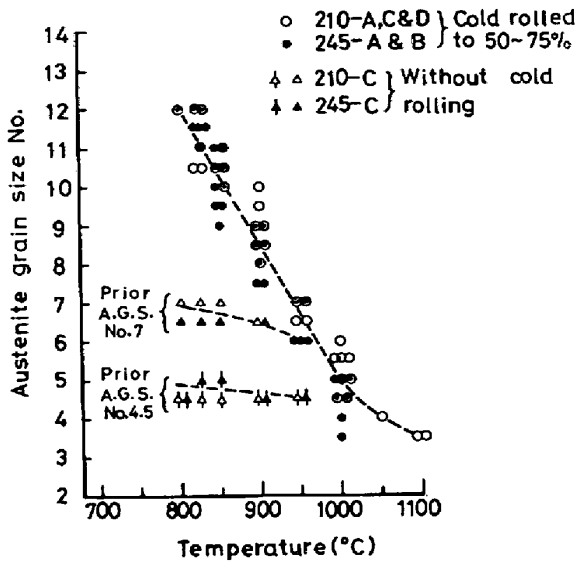


Fig. 2. Austenite grain size number vs. solution treatment temperature of 18% Ni maraging steels with and without cold rolling of 50~75% reduction in thickness. Solution treatment : 1hr.

°C, 1hr の溶体化によつてオーステナイト結晶粒度をそれぞれ ASTM No. 7 および ASTM No. 4.5 にした試料を再び種々の温度で溶体化した場合とを比較した結果である。冷間加工してから溶体化する方法によつてオーステナイト結晶粒を微細化でき、また 210 kg/mm² 級と 245 kg/mm² 級マルエージ鋼のオーステナイト結晶粒の間には明らかな差が認められない。18%Ni マルエージ鋼は通例約 820°C で溶体化されるので、820°~850°C, 1hr の溶体化条件でオーステナイト結晶粒度におよぼす冷間圧延加工度の影響を検討したが、加工度 25~90%の範囲においてほぼ同様な結晶粒度が得られた。

冷間加工材を溶体化する際、BCC 相の温度範囲では再結晶がおこらないことを薄膜試料の透過観察によつて明らかにしている。冷間加工材を溶体化するとオーステナイト結晶粒が微細化されるのは、 α (BCC) $\rightarrow\gamma$ (FCC) 変態において γ 相の核生成数が増加するためである。

3.2 強度、絞り、切欠強度比および衝撃値に及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響

Fig. 3 は、オーステナイト結晶粒度をかえた丸棒試験片 (Fig. 1 (c)) を 480°C で時効し、引張試験を行なった結果である*。強度および絞りに及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響は、175 kg/mm² および 210 kg/mm² 級マルエージ鋼に比較して、245 kg/mm² 級マルエージ鋼において大きい傾向がみられる**。

Fig. 4 は試験片の長手方向が圧延方向に一致するように NASA 型引張試験片を作り、溶体化温度をかえてオ

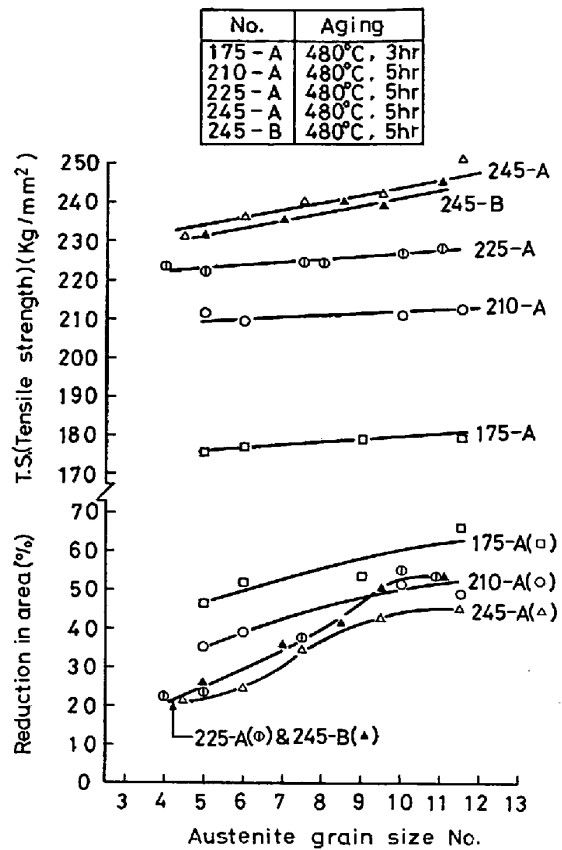


Fig. 3. Effect of austenite grain size on tensile properties.

ーステナイト結晶粒度を変化させた試料を時効して強度および切欠強度比 (N.T.S./T.S.) におよぼすオーステナイト結晶粒度の影響を検討した結果である。175kg/mm² および 210 kg/mm² 級マルエージ鋼の N.T.S./T.S. はオーステナイト結晶粒度が相当粗大化しても 1 より大きい。245 kg/mm² 級マルエージ鋼の N.T.S./T.S. は小さく、その切欠強度比を増加するのにオーステナイト結晶粒の微細化がとくに重要である。なお Fig. 3 の場合と同様、Fig. 4 においても平滑試験片の強度 (T.S.) はオーステナイト結晶粒の微細化によつて増加する傾向がみられる。

NASA 型試験片の長手方向を圧延板の圧延方向 (R.D.) および直角方向 (T.D.) に一致させた試験片を作り、

* オーステナイト結晶粒径 (d) と強度 (例えば 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$) との関係を示す Petch の式 $\sigma_{0.2} = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$ を適用して検討した結果によると、 k_y は 1~1.2 で、フェライト鋼などで得られている k_y 、2~2.5 の値より著しく小さい¹⁾。これは河部ら¹⁾の指摘のように、1つのオーステナイト粒がマルテンサイトに変態する際、大傾角境界で分割されたパケットに分かれ、さらに1つのパケットが小傾角境界か双晶関係にあるラスに分割されるためと考えられる。したがって強度とオーステナイト粒径との関係に Petch の式を適用しても重要な意味をもたないと考えられるので、本報では Fig. 3 にみられるように、オーステナイト粒度番号を用いてデータを整理した。

** Fig. 3 から Fig. 13 までの図に記入した測定点は3つの測定値を平均した結果で、多数の測定点がある場合は同様な実験を繰返したことを意味する。

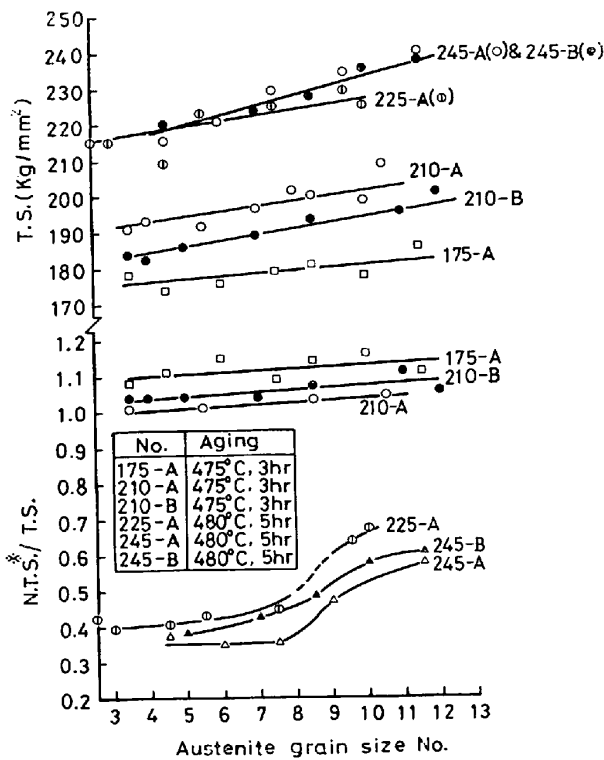
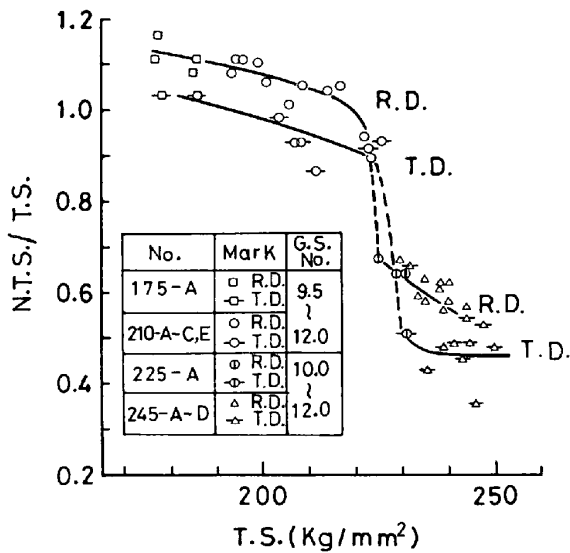


Fig. 4. Effects of austenite grain size on tensile strength and notch toughness.



Aging:
475°C, 3hr or 5hr for 175-grade & 210-grade
480°C, 5hr for 225-grade & 245-grade

Fig. 5. Relation between notch toughness and tensile strength.

820°~850°Cで溶体化してオーステナイト結晶粒を微細化した試料を時効し、N.T.S./T.S.の値を平滑試験片の強度(T.S.)に対してプロットした結果を Fig. 5 に示す。

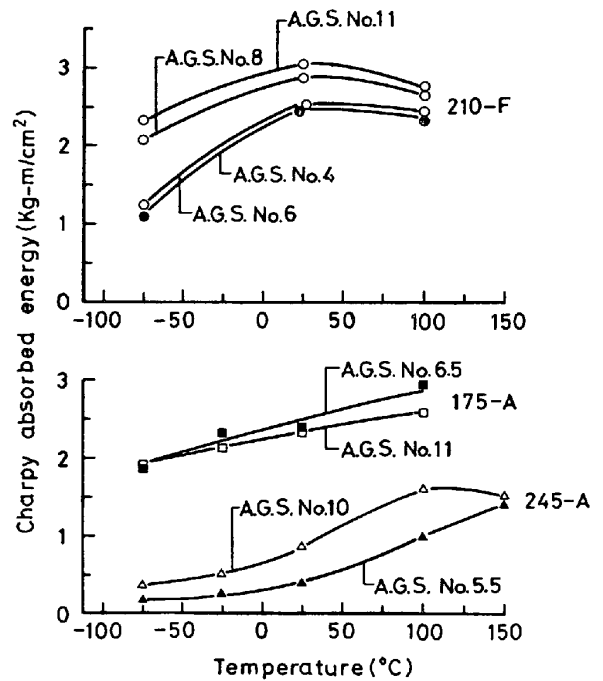


Fig. 6. Charpy 2 mm V-notch impact curves. Aging: 480°C, 5hr.

Table 2. Charpy 2 mm U-notch impact at room temperature.

	A.G.S. No.	Energy (kgm/cm ²)
175-A	6.5	4.15
	11.0	4.20
210-F	4	4.3
	6	4.3
	8	4.75
	11	5.1
245-A	5.5	0.63
	10	2.1

Aging : 480°C, 5hr.

圧延板の方向性が溶体化処理後においてもなお残存して、N.T.S./T.S.の値が圧延方向からとつた試料に比較して直角方向からとつた試料の方が小さい。Fig. 5でとくに注目されることは、175 kg/mm² および 210 kg/mm² 級マルエージ鋼の N.T.S./T.S. と 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の N.T.S./T.S. との間に大きな差がみられることである。245 kg/mm² 級マルエージ鋼のオーステナイト結晶粒度を ASTM No. 10~No. 11 程度に微細化すれば、引張試験における絞りを210 kg/mm² 級マルエージ鋼の絞りに匹敵する程度に増加できるが (Fig. 3 参照)、しかしなお 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の $K_t=11.4$ (Stress concentration factor) における切欠強度比は 210 kg/mm² 級マルエージ鋼に比較して著しく

小さい。

Fig. 6 および Table 2 はそれぞれ 2 mm V および 2 mm U ノッチ付試験片のシャルピー衝撃試験の結果である。なおいずれの場合も試験片の長手方向を圧延板の圧延方向に一致させ、溶体化温度をかえてオーステナイト結晶粒度を変化させてから時効した試料である。175 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、衝撃値に及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響は小さいが、210 kg/mm² 級マルエージ鋼においてはオーステナイト結晶粒度を ASTM No. 8~No. 11 に微細化すると、とくに -75°C における 2 mm V ノッチシャルピー試験片の衝撃値を大きく増加できることが注目される。245 kg/mm² 級マル

エージ鋼の衝撃値もオーステナイト結晶粒を微細化すれば大幅に増加できるが、175 kg/mm² 級および 210 kg/mm² 級マルエージ鋼の衝撃値に比較すると、なお著しく小さい。

以上の研究結果から明らかなように、絞り、切欠強度比、衝撃値などにおよぼすオーステナイト結晶粒度の影響は 245 kg/mm² 級マルエージ鋼においてとくに大きいので、オーステナイト結晶粒度をできるだけ細粒化して用いる必要があると考えられる。なおオーステナイト結晶粒を微細化すると、引張強さも増加する傾向がみられる。

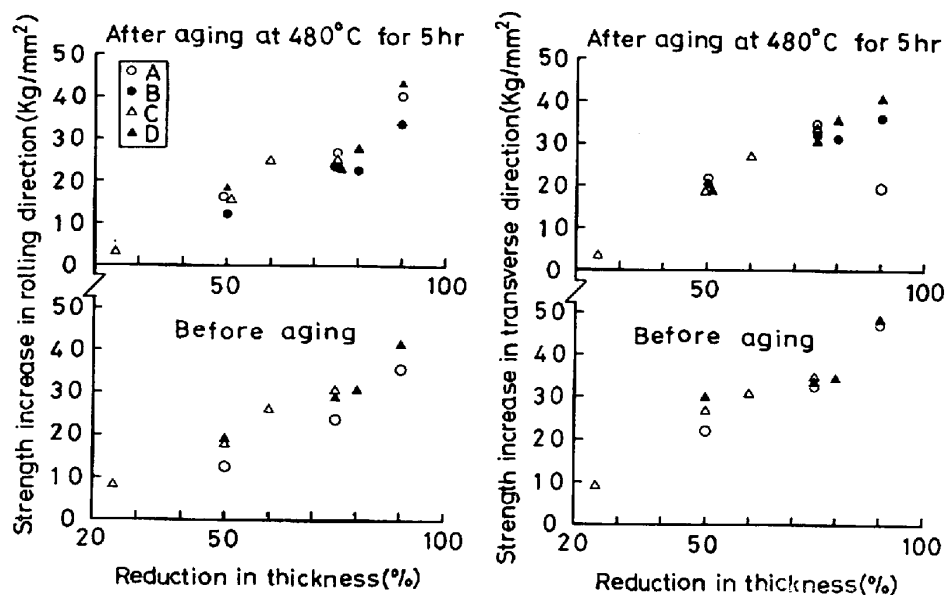


Fig. 7. Strength increase vs. reduction in thickness, 210 kg mm² grade maraging steels.

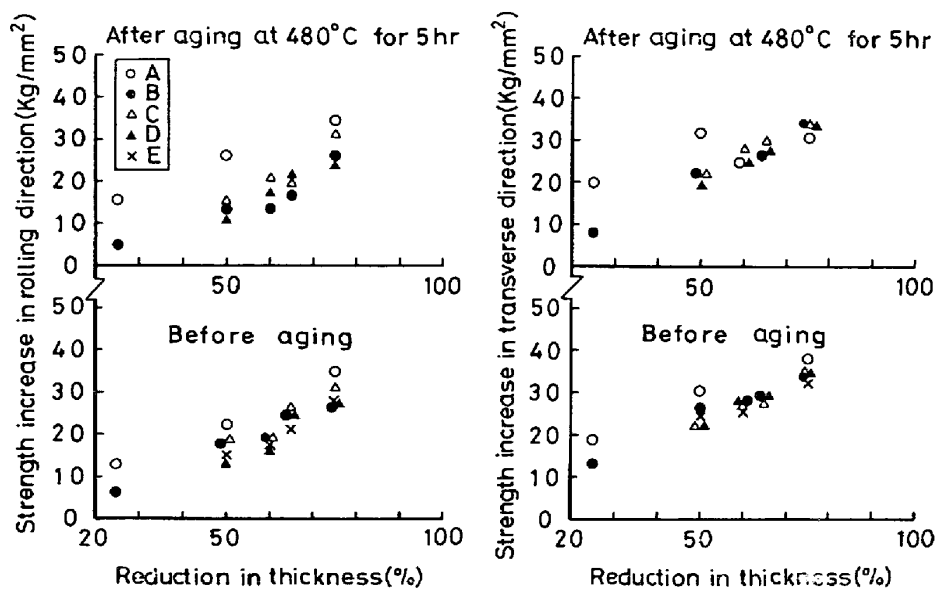


Fig. 8. Strength increase vs. reduction in thickness, 245 kg/mm² grade maraging steels.

3.3 時効前における冷間圧延加工の影響

溶体化材を冷間圧延し、加工硬化量を測定するとともに、時効後の引張強さも測定して溶体化材を同一条件で時効した場合に対する強度の増加量を求めた。測定結果を圧延加工度に対してプロットした結果を Fig. 7 (210 kg/mm² 級マルエージ鋼) および Fig. 8 (245kg/mm² 級マルエージ鋼) に示す。なお試料は、いずれの場合もあらかじめオーステナイト結晶粒度を ASTM No. 10~No. 11.5 の範囲に微細化したものである。

Fig. 7 および Fig. 8 のいずれにおいても、加工硬化量は圧延方向に比較して直角方向が大きく、また 480°C, 5hr の時効後における強度増加量は冷間圧延における加工硬化量にほぼ一致する。すなわち冷間加工後に時効すると、ほぼ加工硬化量に相当する分だけ上積みされた強度になる。210 kg/mm² 級と 245 kg/mm² 級マルエージ鋼とでは、同一加工度に対する加工硬化量がほぼ同程度で、したがって時効後における強度の増加量も同程度になる。加工硬化量は、とくに 90% 以上の加工領域において著しく増加することが報告されているが²⁰⁾ 本実験においては過大な加工を与えてから時効すると、とくに直角方向の強度増加量がかえって低下する傾向が認められた。これは直角方向の延性が著しく劣化し、低い応力で不安定破壊をおこす傾向が助長されるためである。

マルエージ鋼の引張試験結果によると、溶体化材および時効材のいずれにおいても均一伸びが比較的小さい¹⁾。すなわち真応力(σ)と真歪(ϵ)との間になりつつ $\sigma = Ke^n$ において、加工硬化指数 n が小さいことを意味し、したがって溶体化材の冷間加工における加工硬化量も小さい傾向になる。冷間加工後に時効する方法によっても著しくは強化できない理由は、冷間加工における加工硬化量が小さいことに原因があると考えられる。なお、Fig. 7 および Fig. 8 に示した時効後における強度増加量のデータから、約 80% 以下の加工度の範囲で、加工度 1% 当たりの強度増加量を求めると、圧延方向で 0.3~0.35(kg/mm²)/%、直角方向で 0.4~0.45(kg/mm²)/% 程度になる。約 343°C におけるオースフォーミングの研究¹⁹⁾によると、加工度 1% 当たりの強度増加量が約 0.2(kg/mm²)/% と報告されているので、冷間加工後に時効する方法はオースフォーミング後に時効するより効果的な強化法といえる。

オーステナイト結晶粒度を ASTM No. 10~No. 12 の範囲に微細化した溶体化材を冷間圧延後に時効する方法で強化し、切欠強度比を求めて、これを平滑試験片の強度(T.S.)に対してプロットした結果を Fig. 9 および

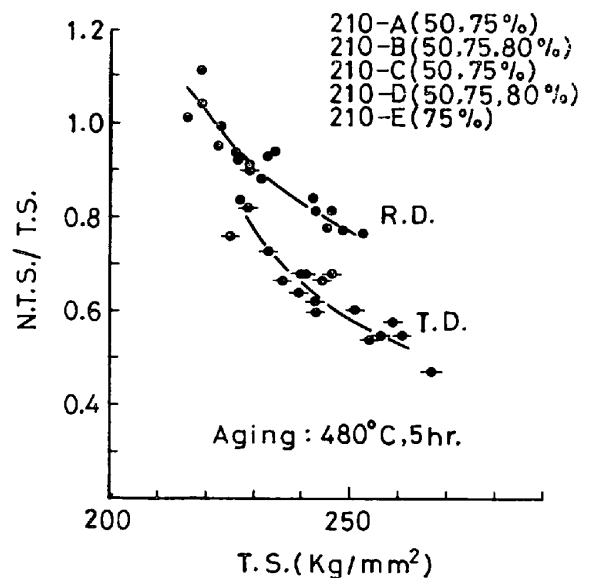


Fig. 9. Notch toughness vs. tensile strength curves of 210 kg/mm² grade maraging steels, cold rolled and aged.

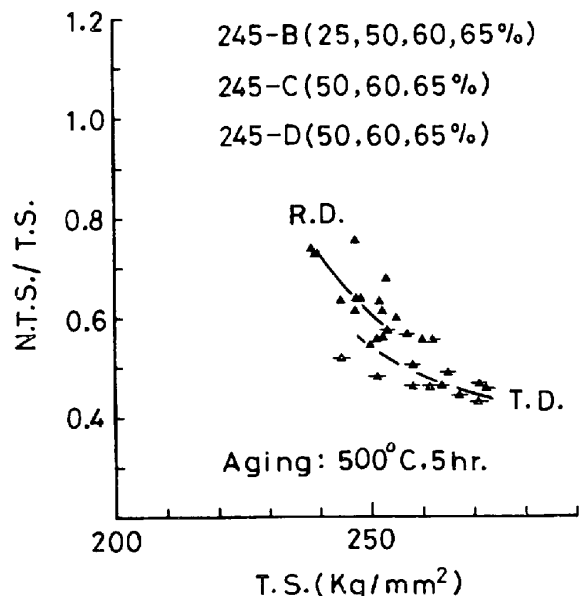


Fig. 10. Notch toughness vs. tensile strength curves of 245 kg/mm² grade maraging steels, cold and aged.

Fig. 10 に示す。圧延加工度は、210 kg/mm² 級および 245 kg/mm² 級マルエージ鋼でそれぞれ 50~80% および 25~65% の範囲である。

Fig. 5 は、既に述べたように溶体化材を単に時効するだけで強化した場合であるが、Fig. 5 の 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の (N.T.S./T.S.)-T.S. と Fig. 9 との比較から明らかなように、210 kg/mm² 級マルエージ鋼を冷間圧延後の時効で強化した材料 (Fig. 9) の方が、明らかに同一強度 (T.S.) レベルで比較して切欠強度比が

大きい。さらに Fig. 5 の 245 kg/mm² 級マルエージ鋼と Fig. 10 との比較から、冷間圧延後の時効で強化された材料 (Fig. 10) の圧延方向試料の切欠強度比は増加する傾向になる (塑性加工により圧延方向に材料がフロー (flow) するためのファイバーの発達によると考えられる) が、直角方向試料の切欠強度比は T.S. ≈ 270 kg/mm² 付近 (Fig. 10) で明らかに低減する傾向がみられる。

溶体化材の冷間加工における加工硬化量はオーステナイト結晶粒度にも影響され、したがって加工硬化量の差が時効後の強度にもあらわれる。210 kg/mm² 級および 245 kg/mm² 級マルエージ鋼について、オーステナイト結晶粒度の影響をしらべた結果の例を Fig. 11 および Fig. 12 に示す。時効試料については切欠強度比も測定したが、切欠強度比を平滑試験片の強度に対してプロットした結果を Fig. 13 に示す。Fig. 11 および Fig. 12 から明らかなように、オーステナイト結晶粒が微細になると加工硬化量も増加し、このため時効後の強度も増加する。したがって Fig. 13 においては、同一加工度の試料で比較して T.S. が大きいほどオーステナイト結晶粒が小さいとみることができる。210 kg/mm² マルエージ鋼を冷間圧延後に時効して求めた Fig. 13(a) の N.T.S./T.S. は Fig. 9 の結果と測定誤差の範囲で一致する。Fig. 13(a) の試料の場合、オーステナイト結晶粒度が ASTM No. 4.5~No. 12 の範囲に変動しているのに対して、Fig. 9 にプロットされた試料のオーステナイト結晶粒度は ASTM No. 10~No. 12 の範囲に微細化されている。Fig. 13(a) と Fig. 9 とが一致することか

ら、210 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合、オーステナイト結晶粒が比較的粗大な試料を冷間加工して時効しても、同一加工度の細粒試料に比較して強度が劣るだけで、N.T.S./T.S. が同一強度 (T.S.) レベルの細粒試料 (冷間加工→時効) より劣る傾向はないとみられる。

Fig. 13(b) で注目されるのは、直角方向試料の切欠強度比が T.S. の増加にともない、わずかながら増加する傾向になることである。圧延方向試料においても、オーステナイト結晶粒度が ASTM No. 5 および No. 7 で、したがって Fig. 13(b) で T.S. が比較的小さい 2 個の試料の切欠強度比が、Fig. 10 の同一強度 (T.S.) レベルの切欠強度比に比較して小さい傾向がみられる。すなわち 245 kg/mm² 級マルエージ鋼の場合には、オーステナイト結晶粒を微細化した試料を冷間加工して時

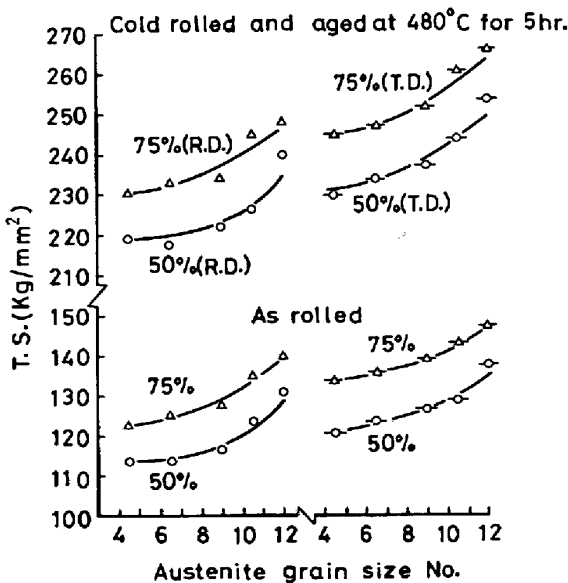


Fig. 11. Effect of austenite grain size on strength of the 210-C maraging steel.

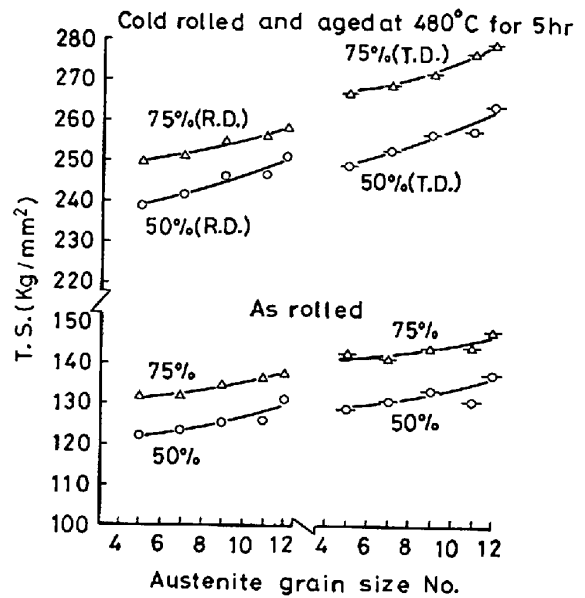


Fig. 12. Effect of austenite grain size on strength of the 245-B maraging steel.

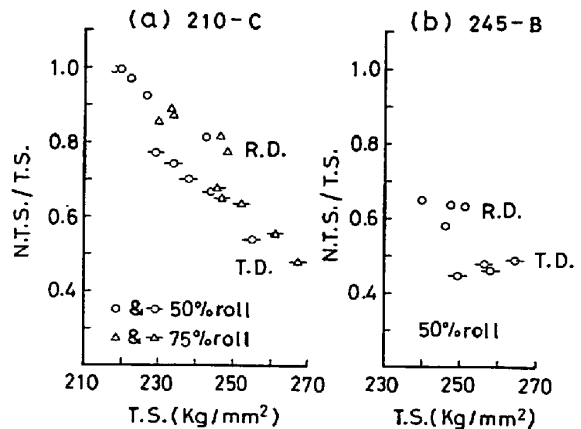


Fig. 13. N.T.S./T.S. vs. T.S. of the 210-C and 245-B maraging steels, cold rolled and aged at 480°C for 5hr.

効する方が、強度増加および切欠強度比の点からも有効と考えられる。

4. 総 括

(1) オーステナイト結晶粒を微細化する方法として、溶体化材を冷間加工し、比較的低い温度でさらに溶体化するのが効果的である。

(2) オーステナイト結晶粒を微細化することによって、引張試験における絞りおよび強度、切欠強度比、衝撃値などを増加することができる。とくに 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼は延性が小さいため、オーステナイト結晶粒を微細化して絞り、切欠強度比 ($K_t=11.4$)、衝撃値などをできるだけ増加する必要があると考えられる。なお 175 kg/mm^2 級および 210 kg/mm^2 級マルエージ鋼の延性は比較的大きく、絞り、切欠強度比 ($K_t=11.4$)、衝撃値などに及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響は、 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼の場合に比較して小さい。

(3) 溶体化材を冷間圧延してから時効 (480°C , 5hr) すると、溶体化材と同一条件で時効する場合より、ほぼ加工硬化量に相当する分だけ増加した強度になる。加工硬化量は 210 kg/mm^2 級と 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼との間に顕著な差が認められず、また引張強度で測定して加工硬化量は圧延方向より直角方向の方が大きい。

(4) 210 kg/mm^2 級マルエージ鋼を冷間圧延後に時効する方法によつて 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼の強度に匹敵する程度まで強化できるが、このような強化材の $K_t=11.4$ における切欠強度比は時効処理のみで強化される 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼の切欠強度比 ($K_t=11.4$) に比較して著しく大きい。

(5) 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼も、冷間加工度が過大でない限り、直角方向試料の切欠強度比を著しくは劣化させずに、さらに強化することができる。なお強化材の圧延方向試料の切欠強度比は、溶体化材を時効処理のみで強化する場合より増加する傾向にある。

(6) 溶体化材の冷間圧延における加工硬化量は、オーステナイト結晶粒を微細化すると増加するので、冷間加工と時効処理で強化する場合にもオーステナイト結晶

粒の微細化が有効である。とくに 245 kg/mm^2 級マルエージ鋼の場合には、オーステナイト結晶粒の微細化によつて強化量が増加するばかりでなく、 $K_t=11.4$ における切欠強度比も改善される傾向がみられた。

本研究を行なうに当たり御支援をいただいた日立金属株式会社八島正人部長、河合重徳部長、野原努主任技師ならびに日立研究所飯塚富雄部長、佐々木良一博士の方々に深甚なる謝意を表す。

文 献

- 1) 河部, 金尾, 宗木: 鉄と鋼, 59(1973), p. 1388
- 2) 河部, 金尾, 中沢, 宗木: 鉄と鋼, 60(1974), p. 269
- 3) 河部, 中沢, 金尾, 宗木: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1613
- 4) W. A. SPITZIG: J. Materials, 5(1970) 1, p. 140
- 5) G. SAUL, J. A. ROBERSON, and A. M. ADAIR: Met. Trans., 1(1970), p. 383
- 6) C. S. CARTER: Met. Trans., 1(1970), p. 1551
- 7) H. J. RACK and D. KALISH: Met. Trans., 2(1971), p. 3011
- 8) S. D. ANTOLOVICH, A. SAXENA, and G. R. CHANANI: Met. Trans., 5(1974), p. 623
- 9) 細見, 芦田, 波戸, 石原: 鉄と鋼, 61(1975), p. 1012
- 10) D. T. PETERS and C. R. CUPP: Trans. AIME, 236(1966), p. 1420
- 11) D. T. PETERS: Trans. AIME, 239(1967), p. 1981
- 12) 添野, 黒田: 鉄と鋼, 55(1969), p. 1243
- 13) 添野: 金属学会誌, 39(1975), p. 528
- 14) A. T. STAVROS and H. W. PAXTON: Met. Trans., 1(1970), p. 3049
- 15) 山本, 藤田: “鋼の強靱性”, (1971), p. 283
- 16) 中里, 寺崎: 鉄と鋼, 61(1975), p. 841
- 17) 河部, 中沢, 宗木: 鉄と鋼, 60(1974)No. 2, A 55 (第87回講演大会討論概要)
- 18) 安中, 荒木, 渡辺: 金属学会誌, 32(1968), p. 1008
- 19) E. B. KULA und C. F. HICKEY, Jr.: Trans. AIME, 230(1964), p. 1707
- 20) 大沢, 荻原, 中川, 井上, 森井, 小泉: 金属学会誌, 32(1968), p. 95
- 21) J. A. ROBERSON and A. M. ADAIR: Trans. AIME, 245(1969), p. 1937