

論 文

UDC 669.14.018.584 : 669.15'24'26'74'292-194 : 621.785.78 : 621.771.016

時効硬化型オーステナイト非磁性鋼の強化*

行 方 二 郎**

On the Strengthening of Age-Hardenable Austenitic Non-Magnetic Steels

Jirou NAMEKATA

Synopsis:

The present study aims at reducing the grain boundary brittleness caused by the preferential precipitation of carbide on grain boundaries and at strengthening age-hardenable austenitic steels. An investigation was made on the effect of the thermo-mechanical-treatment on the properties of Mn-Cr and Mn-Ni-Cr type austenitic steels containing V by means of the mechanical test and the microscopic method. The results obtained are as follows:

1) Although the strengths of 0.4C-17-Mn-12Cr-2Ni-2V and 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-2V steels are raised remarkably by aging, these steels are susceptible to the preferential precipitation on grain boundaries, so that the values of the elongation and the reduction of area fall down drastically.

From the observation of the fractured surface, it is found that the fracture generates along grain boundaries.

2) The preliminary cold working gives good effects upon the mechanical properties of the two steels after aging treatment; it increases the strength and the ductility.

3) The preliminary working contributes to decreasing the grain boundary embrittlement that is developed when age-hardening occurs.

4) By the combination of the preliminary hot working process and the aging treatment, the two steels show the higher strength and ductility.

(Received May 25, 1972)

1. 結 言

非磁性鋼とはその名が示すとおり磁気に感じない鋼のことであつて、鋼ではオーステナイト組織を有するものに限られる。18-8ステンレス鋼も軟化状態ではほとんど完全なオーステナイト組織であり、導磁率1.003程度で磁石に吸引されない。このような非磁性鋼は永久磁石や電流による磁場を乱してはならない場所、たとえば発電機エンドリング、ジャイロコンパス、磁気機雷防御用船舶、モーターのバインド線などに多く使用されるが、諸機器の容量の増大にともない苛酷な応力に耐えるために材料強度の向上が望まれている。今日のオーステナイト非磁性鋼としては Ni, Mn, Cr 中の二元素または三元素を含むものが一般に用いられるが、元来オーステナイト鋼は引張強さに比較して降伏点が低いという性質があり、またフェライト系鋼のごとく変態により強化をはかることができず、多くの場合冷間加工硬化法により強化され、これについてはかなりの研究^{1)~15)}がなされてい

る。著者らは熱処理のみにより強化できる時効硬化型オーステナイト非磁性鋼について一連の研究^{16)~23)}を行ない、Mn-Cr系オーステナイト鋼の中で、Vを含む鋼種は高温時効により急激に強化し、しかも非磁性を維持しているため強力非磁性鋼として期待できることを明らかにしている¹⁶⁾¹⁹⁾。この種の鋼は炭素と親和力の強いVの添加により微細なV炭化物を生成析出し著しい耐力、引張強さの向上をはかれるが、一方、結晶粒界優先析出ともなう粒界脆性の発達が起こりうることがまぬがれず、伸び、絞りの低下が著しい。しかしながら時効硬化型オーステナイト鋼において事前に加工を与え、時効後においてもその加工の影響を残留させることができれば、事前加工が材料の強化に役立ち、また結晶粒界への優先析出現象にも影響することが考えられる。よつて本報告は時効硬化型オーステナイト非磁性鋼の強化と同時に粒界

* 昭和46年10月本会講演大会にて発表
昭和47年5月25日受付

** 防衛大学校機械工学教室

Table 1. Chemical composition of the specimens (wt%).

composition Mark of specimen (%)	C	Mn	Cr	Ni	V	Si
A	0.41	17.45	12.25	1.99	1.86	0.53
B	0.43	12.90	5.13	7.83	1.92	0.56

への優先析出により生ずる 粒界脆性の 軽減を 目的と して、Mn-Cr 系および Mn-Ni-Cr 系オーステナイト非磁性鋼について加工と熱処理を有機的に併用し、この種の鋼の機械的性質に対する加工熱処理の効果を検討したものである。

2. 試料および実験方法

試料は高周波電気炉によつて大気中溶解し、40φ×150l (mm) の乾燥砂型に鑄造し、これを 16mmφ の丸棒 および断面 23×7 (mm) の板材に熱間鍛造したのちこれより各試験片を採取した。溶製した試料はVを含む Mn-Cr 系および Mn-Ni-Cr 系オーステナイト鋼の2種でその組成を Table 1 に示した。これらの供試鋼について硬度、機械的性質、磁性および顕微鏡組織を試験し時効後の性質におよぼす事前加工の効果を調べた。事前加工は冷間および熱間で行ない、冷間加工は溶体化処理後 JIS 2 号引張試験片に機械加工したものを用い、オルゼン 万能試験機により常温にて 5~30% まで引張加工した。この場合の冷間加工率は加工前後における試験片平行部の中央と両端部の各平均直径を測定して算出した断面積の縮少率で表わした。なお測定した各箇所の直径の差異は無視しうる程度である。熱間加工は 5mm 厚の板材を用い圧延機にて加工し、その圧下率を加工率とした。その加工法は試料を溶体化処理後所要温度に加熱 5 min 保持し、5P 圧延機にて熱間圧延を行ない、加工終了後再結晶防止のためただちに水冷している。圧延は速度 4.7m/min で 1パスにて行ない、繰り返し圧延は 3パスにて行なっている。

3. 実験結果

3.1 時効硬化性

まず溶体化処理条件として保持温度を 1100°C, 1150°C, 1200°C, 1250°C, 保持時間を 1 hr 一定とし、水冷と空冷の二通りの処理を行ない、溶体化硬度ならびに組織を調べ、この結果より炭化物の固溶が十分なされ、結晶粒の成長がまだあまり進まないところを見きわめ、本供試鋼の溶体化処理条件を 1200°C × 1 hr 水冷と定めた。ついで溶体化処理後の両鋼種について 600

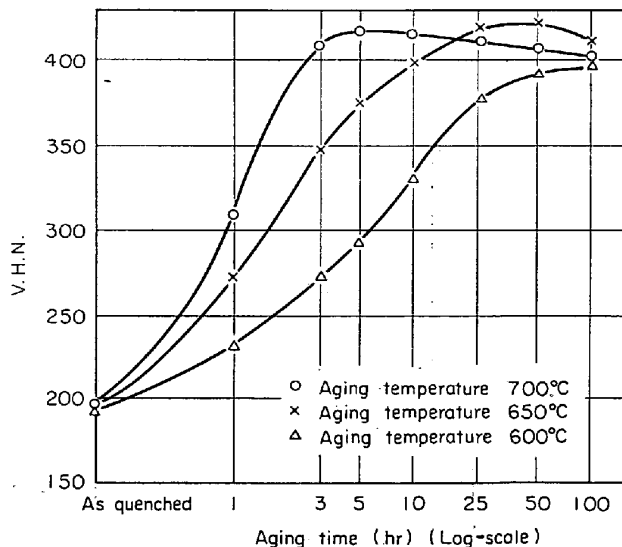


Fig. 1. Effect of high temperature aging on the hardness of 0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V austenitic steel.

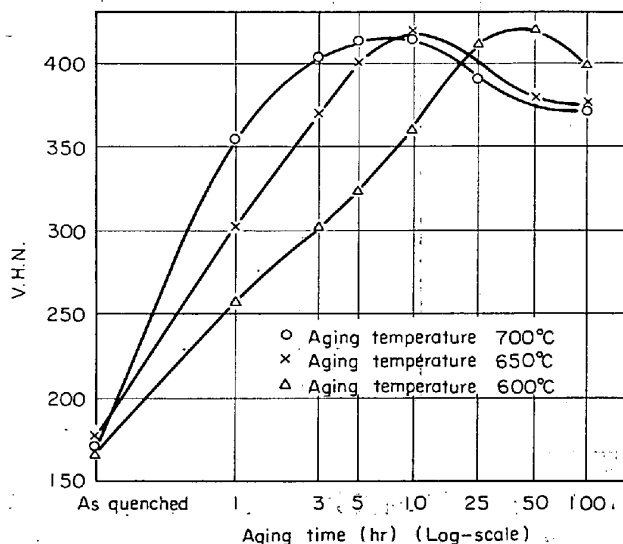


Fig. 2. Effect of high temperature aging on the hardness of 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V austenite steel.

°C, 650°C および 700°C の温度で 100 hr まで時効した際の時効硬度を調べた。その結果を Fig. 1 および Fig. 2 に示した。時効硬度は両鋼種とも時効の温度と時間に依存し 600°C の時効温度では硬化度は緩慢であるが、700°C では比較的短時間で急激な硬化が得られ溶体化硬度の 2 倍以上の硬化度を示す。Table 2 は両鋼種について溶体化状態および時効後の諸性質をまとめた結果である。溶体化後の最適時効によりオーステナイト素地に微細な V₄C₃ 粒子が全面析出し耐力 90 kg/mm², 引張強さ 100 kg/mm² 以上が得られ常に非磁性を維持している。既報²³⁾のようにこの種の鋼の時効硬化のおもな

Table 2. Properties of age-hardenable austenitic non-magnetic steel.

Crystalline texture

Steel	Heat treatment	Crystal system	Structure
A	1 200°C × 1 hr WQ	f. c. c	Austenite
	1 200°C × 1 hr WQ 700°C × 5 hr Aging	"	Austenite + V ₄ C ₃
B	1 200°C × 1 hr WQ	"	Austenite
	1 200°C × 1 hr WQ 700°C × 5 hr Aging	"	Austenite + V ₄ C ₃

Mechanical properties

Steel	Heat treatment	0.2% Proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	V. H. N.
A	1 200°C × 1 hr WQ	39.2	81.3	66.5	62.7	195
	1 200°C × 1 hr WQ 700°C × 5 hr Aging	104.0	119.7	11.2	8.5	427
B	1 200°C × 1 hr WQ	39.2	80.0	58.4	57.1	175
	1 200°C × 1 hr WQ 700°C × 5 hr Aging	97.8	106.7	12.6	25.7	405

Magnetic properties

Steel	Heat treatment	Permeability		
		200 Oe	500 Oe	1000 Oe
A	1 200°C × 1 hr WQ	1.003	1.004	1.004
	1 200°C × 1 hr WQ 700°C × 5 hr Aging	1.005	1.004	1.005
B	1 200°C × 1 hr WQ	1.003	1.003	1.004
	1 200°C × 1 hr WQ 700°C × 5 hr Aging	1.004	1.004	1.004

る原因は、

(1) 結晶粒内に析出する無数の微細 V₄C₃ 粒子がマトリックスと整合状態にあるため、整合歪による強い内部応力の場を形成していること、

(2) 無数の V₄C₃ 粒子がマトリックス全面に分散存在し転位の移動を阻止すること、

(3) 結晶粒界および粒内に生成した V₄C₃ 微細炭化物は高硬度で塑性変形を生じがたく、かつ転位の通過を許さないこと、などによるものである。

Fig. 3 は 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V 鋼について時効処理により強化した場合とほぼ同等の耐力が得られるように、冷間加工により強化した場合の機械的性質を比較した結果を示したものであるが、伸び絞りは冷間加工により強化した場合が優れた値を示す。とくに絞り値は溶体化のままで 57% の値が加工率 30% 冷間加工後において 48% に低下したのにくらべ、同等の耐力が得られる時効後においては 26% に低下し絞り値の相違が

目立つ。このことは本質的な強化機構の相違によるものであろうが、またその上時効処理により強化した場合は結晶粒界優先析出にともなう粒界塑性の低下が生じ、とくに絞り値が低い結果となつているものと見られる。実際引張試験片の破断面組織を調べると溶体化試片および冷間加工試片は粒内破断し、時効試片は粒界破断となつている。したがって本供試鋼のような V を含む Mn-Cr 系および Mn-Ni-Cr 系オーステナイト鋼の強化法として時効硬化を利用すれば熱処理のみにより強化がはかれ有効な手段であるが、粒界優先析出による粒界塑性の低下が生ずる欠点はまぬがれない。実用面を考えるといかに耐力が高い材料でも、絞り値が低いと突発的に大きな力が加わったときに大きく破損し、事故を大きくする可能性が大となる。したがって耐力の増大とともに絞り値があまり低下しないのが望ましい。

3.2 事前冷間加工の効果

引張試験片の破断面組織観察によれば、時効後の試片

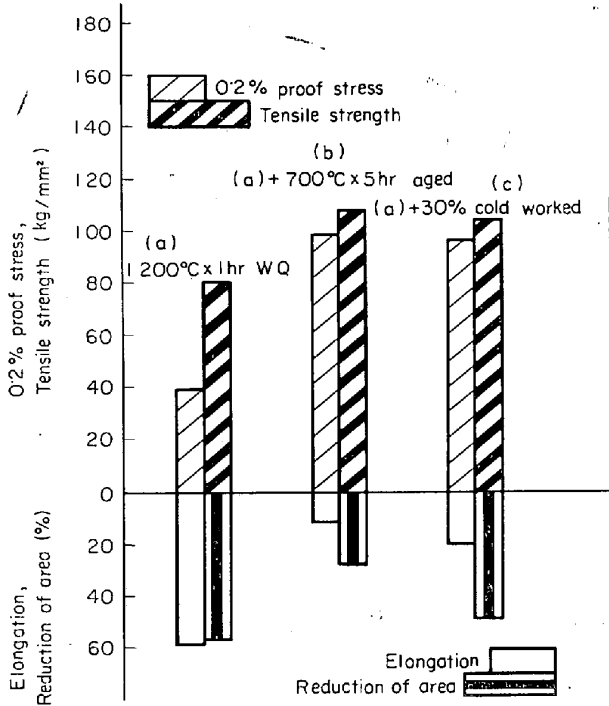


Fig. 3. Mechanical properties of 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V steel solution treated, aged at 700°C for 5 hr and cold worked 30%.

は粒界破断をしている。そしてこれが絞りの急激な低下の原因と見られることから考え、時効処理の前に加工を加え結晶内の格子欠陥の状態を変えれば粒界塑性の低下の原因である結晶粒界優先析出の発達に対し、相当影響するであろうことが予想される。

両鋼種の $8\phi \times 120$ (mm) 棒材を断面収縮率 0~30% の引張加工を行ない最適時効処理 ($700^\circ \times 5$ hr) し、時効後の機械的性質におよぼす事前冷間加工の影響を調べ、その結果を Fig. 4, Fig. 5 に示した。両鋼種とも加工率の低い範囲では耐力、引張強さともに時効処理のみのものよりやや低下し、その後加工率の増大につれ上昇し時効のみの値を越え、しかも伸び絞りもそれよりよくなる結果を得た。この結果に関係する現象は加工硬化、回復、再結晶、析出の進行、析出分布などが考えられるが、組織観察において、事前加工したものは時効後においても変形帯を残留しており、はつきりした再結晶の形跡は見られない。Fig. 4, Fig. 5 の $700^\circ \text{C} \times 5$ hr の時効処理は時効のみににおける最適熱処理条件であり、事前加工した場合は析出の進行がはやまり、加工率の増加とともにその影響は大となるものと考えられ、事前加工したものの最適時効処理条件は加工度合により変わる。この点については事前加工した試料につき時効温度、時効時間を変えて引張諸性質を調べ検討したが、加工率が低い場合はその影響も少ない。析出分布について見ると

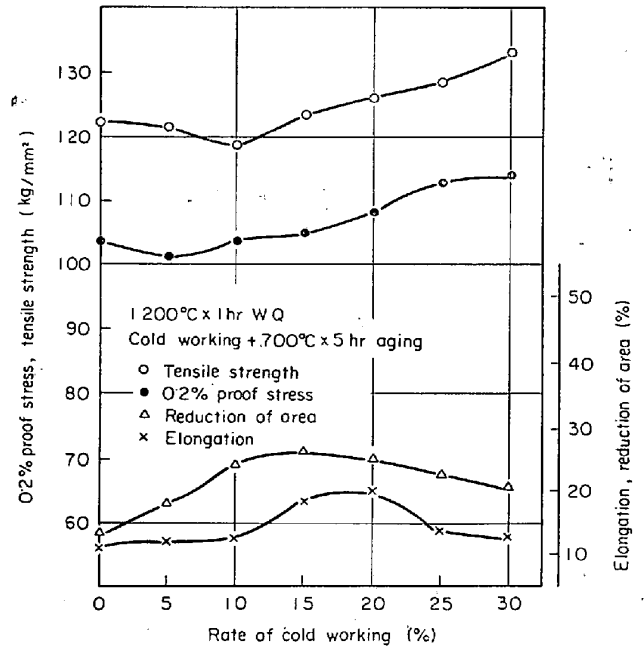


Fig. 4. Effect of preliminary cold work on the mechanical properties of 0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V austenitic steel.

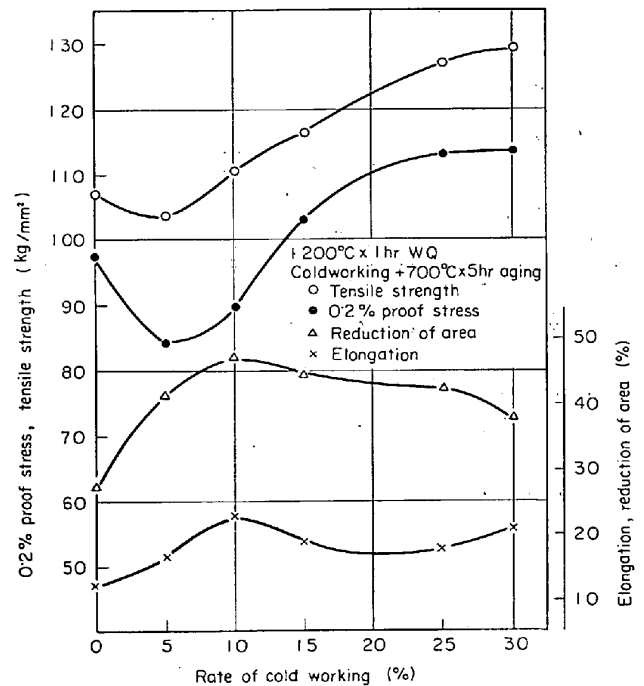


Fig. 5. Effect of preliminary cold work on the mechanical properties of 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V austenite steel.

この鋼の著しく起こる時効硬化の原因は、微細な V_4C_3 が粒内に均一に多数分散析出するためであることから、事前加工を与えない場合は析出物の分布状態が均一であり、析出の状況は粒界への優先析出は起こるが粒内では一様に全面析出している。一方、事前加工を与えた場合

は転位やすべり線が発生し、これが優先析出の場となり粒内においても一様な全面析出とならない。

すなわち析出物の粒内分布が不均一となる。

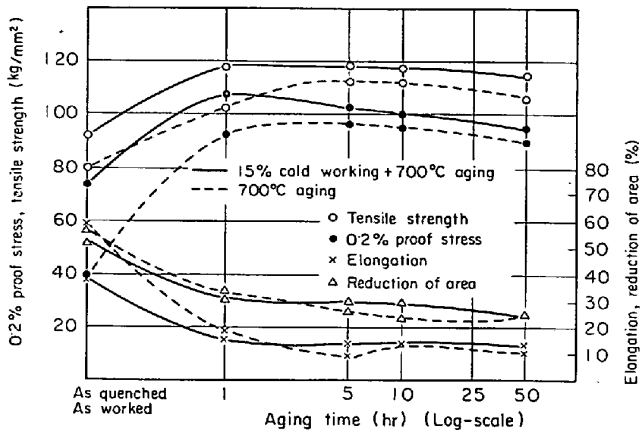


Fig. 6. Relationship between mechanical properties and aging time for 0.4 C-13 Mn-8 Ni-5 Cr-1.9 V steel cold worked 15% and aged at 700°C.

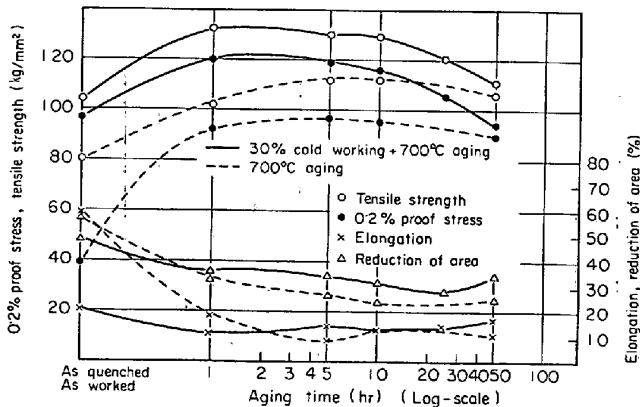


Fig. 7. Relationship between mechanical properties and aging time for 0.4 C-13 Mn-8 Ni-5 Cr-1.9 V steel cold worked 30% and aged at 700°C.

このことが事前加工をほどこさない鋼よりほどこした鋼の強度を低下させる要因と考えられる。しかし転位およびすべり線の発生は加工硬化を意味し強度の増大の要因でもある。したがって事前加工の程度が小さい場合は加工硬化の作用が加わっても一様な全面析出ではなくなる影響が大きく作用し、引張試験の結果において事前冷間加工 5~10% をほどこした鋼が事前加工を与えない時効処理のみの強度より低くなり、加工度合が大きくなれば加工硬化が大となり、時効処理のみの場合より強度が増大するものとする。したがって低加工 (10% 以下) し、さらに時効した場合の強度が時効のみの場合より低く現われる結果は一見奇異に感ぜられるが、その材料が微細な析出粒子が均一に分散していることにより強化されている場合のみに生ずる特異なことであろう。Fig. 6, Fig. 7 は 0.4C-13 Mn-8 Ni-5 Cr-1.9 V 鋼につき時効後の機械的性質におよぼす事前冷間加工の効果を示した結果である。事前加工は析出の進行をはやめ短時間の時効処理で強度のピークが得られる。強化度合は時効のみにくらべ耐力 23%, 引張強さが 27% 増大し、絞りも増し伸びも低下しない。なお 0.4 C-17 Mn-12 Cr-2 Ni-1.9 V 鋼にても同様な傾向となる。このようにこの種の鋼に事前に冷間加工をほどこすことは、時効後の機械的性質に好影響を示し強度と延性を高めるに役立つ。

3.3 事前熱間加工の効果

Mn-Cr 系および Mn-Ni-Cr 系オーステナイト鋼のような加工硬化性の大きな鋼に必要な加工度を与えるためには、かなり大きなプレスが必要であり、また製品の大きさ、形状により制限を受けるのみならず残留応力が不均一となるなどの欠点があり、困難をとまなうことが多い。そこで時効処理前に熱間加工を加え、ただちに急冷し、再結晶を制御しうれば事前冷間加工の効果と同様にオーステナイト鋼の強靱化に役立つことが予想され

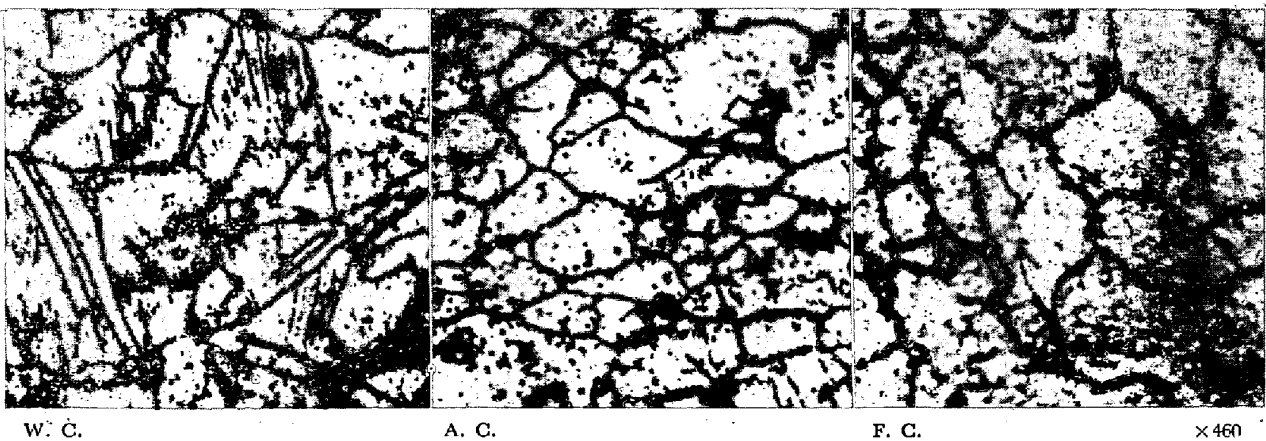


Photo. 1. Effect of cooling rate on the microstructure of 0.4 C-17 Mn-12 Cr-2 Ni-1.9 V steel hot-rolled by 50%.

る。

このような処理はすでに炭素鋼や強靱鋼について種々研究され^{24)~26)}、鍛造焼入れあるいは加工焼入れと呼ばれ硬化能、疲労強度、衝撃値の上昇に役立つ。よってオーステナイト鋼の機械的性質におよぼす事前熱間加工の影響を検討した。Photo. 1は圧下率 50% 熱間圧延後水冷した試料の顕微鏡組織である。炉冷組織が再結晶しているのに対し、水冷組織には変形帯が残留している。同試料につきX線回折を行なうと各処理により回折線の位置は移動し広がりを生ずる。このline broadeningの値を求め(220)γにおける各処理段階の微視的歪量を比較した結果をTable 3に示した。微視的歪量は水冷処理の場合が最も大きい。これらの結果で明らかごとく圧延後ただちに水冷することにより再結晶を制御できる。本実験における熱間圧延は急冷により再結晶を制御して加工歪を残存させることが目的であり、熱間圧延温度の高低が影響することがまず考えられる。圧延温度を1050°C および1150°Cの2段階に変え50%圧延後700°Cにて各25hrまで時効したものの機械的性質を

Table 3. X-ray diffraction date.

Steel	Treatment	Micro strain $\Delta d/d(220)\gamma$	Integrated intensity
17Mn-12Cr-2Ni-1.9V	Furnace cooling after hot rolled 50%	4.33×10^{-3}	177
〃	Air cooling after hot rolled 50%	5.30×10^{-3}	607
〃	Water quenching after hot rolled 50%	6.19×10^{-3}	1972

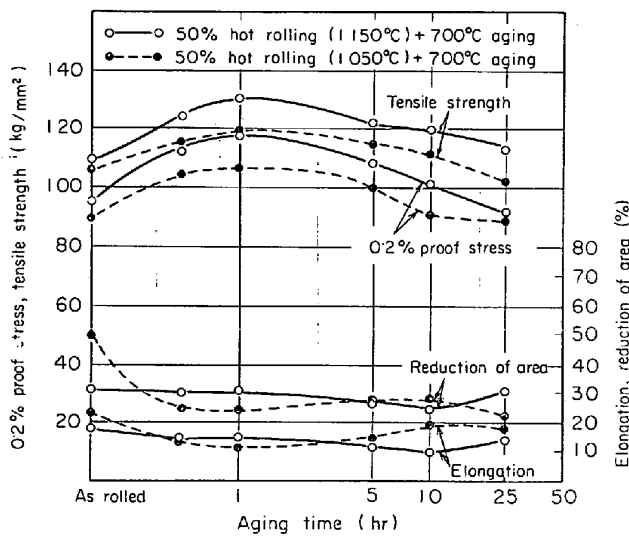


Fig. 8. Effect of rolling temperature on the mechanical properties of 0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V steel.

調べた結果を Fig. 8 に示したが、圧延温度が高い方が時効後の機械的性質がよい結果が得られた。Fig. 9, Fig. 10 は両鋼種について時効後の機械的性質におよぼす事前熱間圧延加工の効果を調べた結果であるが、事前熱間加工の影響により強度が向上し時効のみにくらべ延性も改善される。たとえば 0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V 鋼は最適時効処理にて耐力 104 kg/mm², 引張強さ 120 kg/mm², 伸び 9.5%, 絞り 10.5% のものが 50% 熱間圧延加工後ただちに水冷し、続いて 700°C × 1hr 時効することにより耐力 118 kg/mm², 引張強さ 130 kg/mm², 伸び 15%, 絞り 30% が得られる。加工と時効処理を有機的に併用すればもつとも有効な効

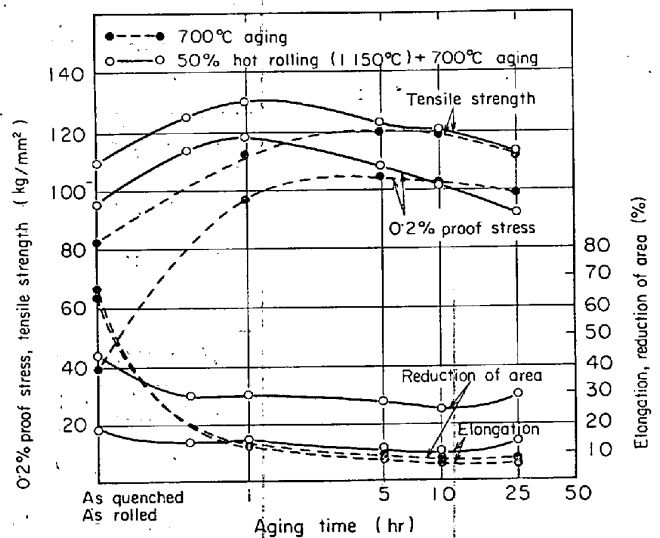


Fig. 9. Effect of preliminary hot rolling on the mechanical properties of 0.4C-13Mn-12Cr-2Ni-1.9V steel.

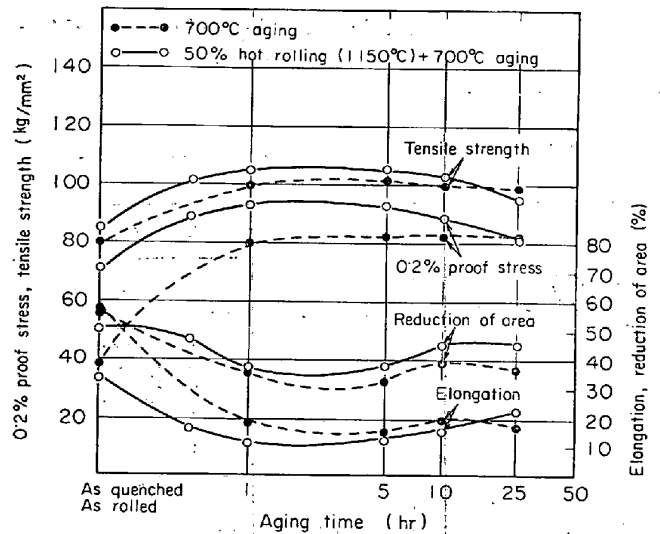


Fig. 10. Effect of preliminary hot rolling on the mechanical properties of 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V steel.

果が得られることが予測されるので、さらに両鋼種につき板材を用い溶体化処理後 1150°C にて圧下率 50% の熱間圧延を 3 パスで行ない、圧延終了と同時に水冷する事前繰り返し熱間圧延を行ない、これが時効後の機械的性質におよぼす影響を調べた。その結果は Table 4 に

示すとおりで両鋼種とも圧下率 50%、1 パスにて事前熱間圧延し、時効したものより耐力、引張強さが増大し、伸びが若干低下する。1 パスで熱間圧延する場合と、繰り返し 3 パスで熱間圧延する場合の本質的な相違は、1 パス圧延では加工中での析出はほとんど生じないが、3

Table 4. Effect of repeated rolling on the mechanical properties of Mn-Cr-N-V type austenitic steel.

Steel	Condition of specimen		0.2% Proof stress σ_s (kg/mm) ²	Tensile strength σ_B (kg/mm) ²	Elongation δ (%)	Reduction of area φ (%)
0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V	Solution treated 1 hr at 1200°C	unaged	39.2	81.3	66.5	62.7
		700°C × 5 hr aged	103.8	119.7	8.0	8.5
		50% hot roll + 700°C × 1 hr aged	117.8	130.0	15.0	30.5
		50% repeat-roll	102.7	112.1	17.8	50.8
		50% repeat-roll + 700°C × 1 hr aged	123.2	131.3	9.4	28.5
		50% repeat-roll + 700°C × 5 hr aged	116.9	127.4	8.8	25.4
		50% repeat-roll + 700°C × 10 hr aged	104.6	119.1	11.5	20.7
0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V	Solution treated 1 hr at 1200°C	unaged	39.2	80.0	58.4	57.1
		700°C × 5 hr aged	83.1	101.8	16.1	34.4
		50% hot roll + 700°C × 5 hr aged	94.4	106.1	14.0	38.6
		50% repeat-roll	83.4	95.8	15.6	49.9
		50% repeat-roll + 700°C × 1 hr aged	96.4	107.4	11.2	44.5
		50% repeat-roll + 700°C × 5 hr aged	83.3	102.8	18.7	46.6
		50% repeat-roll + 700°C × 10 hr aged	84.4	103.1	19.7	43.3

Table 5. Magnetic permeability of 0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V and 0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V steel.

Steel	Condition of specimen	Permeability (μ)				
		1300 Oe	500 Oe	700 Oe	1000 Oe	
0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V	Solution treated 1 hr at 1200°C	unaged	1.0030	1.0027	1.0022	1.0019
		stretched 30%	1.0029	1.0021	1.0021	1.0018
		700°C × 5 hr aged	1.0029	1.0028	1.0023	1.0020
		stretched 30%, 700°C × 5 hr aged	1.0034	1.0035	1.0029	1.0029
0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V	Solution treated 1 hr at 1200°C	unaged	1.0043	1.0042	1.0037	1.0033
		stretched 30%	1.0039	1.0036	1.0034	1.0032
		700°C × 5 hr aged	1.0034	1.0033	1.0032	1.0032
		stretched 30% 700°C × 5 hr aged	1.0035	1.0033	1.0035	1.0034

パスになれば加工中に析出が進行するところにある。Table 4の結果より、事前繰返し熱間圧延もまた強化の有効な手段であることが明らかになった。現在オーステナイト鋼の強化手段は多くの場合、冷間加工法によりなされているが本処理法によれば、加工容易な熱間加工の利用により機械的性質の向上がはかれ、また溶体化処理と加工を同時に実施すれば熱経済性にも有利となる利点がある。したがって事前熱間加工による強化は単に非磁性鋼の強化にとどまらず、常温用強カステンレス鋼の製法にも有望であるといえる。

3.4 磁気的性質

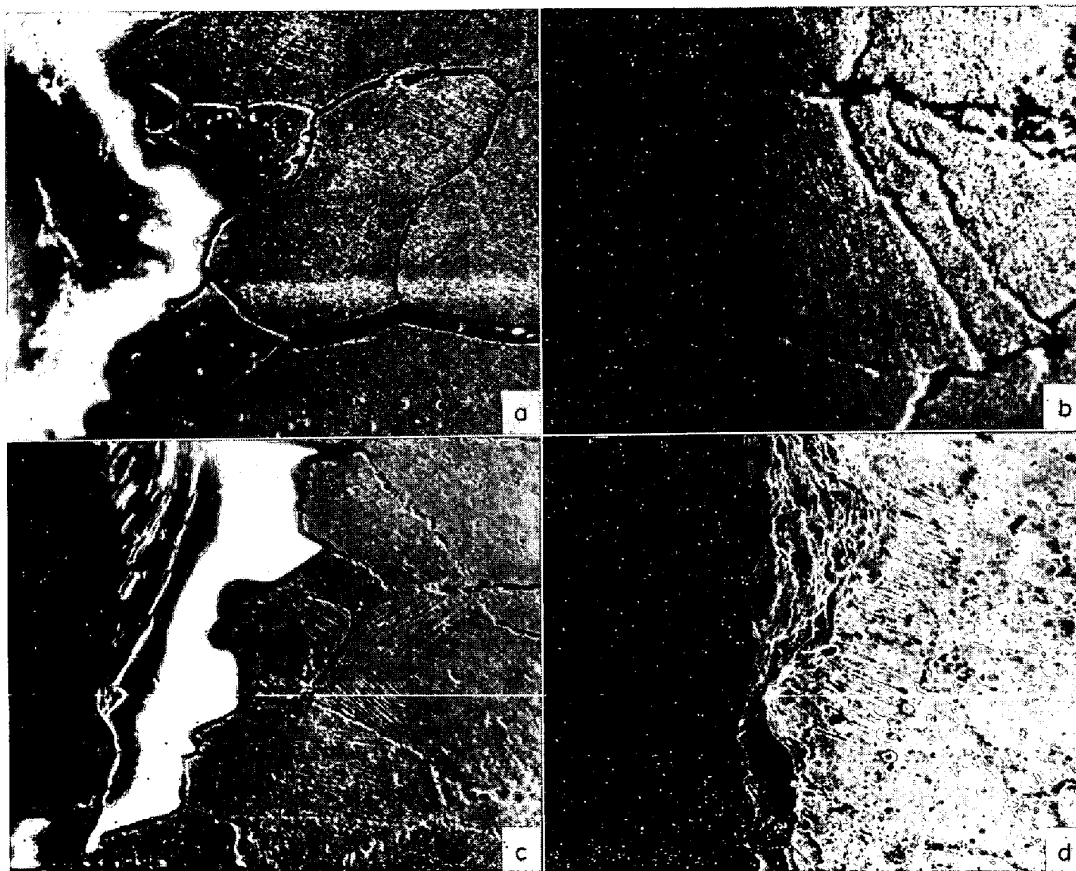
本研究の供試材はオーステナイト非磁性鋼であるから、当然、常に非磁性を維持しなければならない。もちろん本供試鋼は H. KRINER²⁷⁾ や小野²⁸⁾ の Fe-Mn-Cr 組織図を参照し、 γ 単一相であるような化学組成を選定しており、時効後においても非磁性を維持している。Table 5は零以下3けたまで正確に測定できる磁気天秤法を用い、0.4 C-17 Mn-12 Cr-2 Ni-1.9 V および 0.4 C-13 Mn-8 Ni-5 Cr-1.9 V の両鋼種につき各処理条件における導磁率を測定した結果である。いずれの場合も

導磁率 1.005 以下であり、強加工しさらに時効しても非磁性の性質を失うにいたらず、すぐれた非磁性を有するものと認められる。

3.5 顕微鏡組織と機械的性質との関係

事前熱間加工による強化は組織的にも変形帯の残留、結晶のポリゴン化、粒界優先析出の制御など興味ある点があるので、事前に熱間加工した場合の組織と機械的性質の関係を対象として調べた。Photo. 2は時効のみおよび熱間圧延後ただちに水冷し、時効した試料の引張試験片の破断面組織を走査電子顕微鏡により観察した結果であるが、これによれば時効のみの試片は結晶内に変形帯が見られ、結晶そのものも引張方向に延びているが破断は粒界にそつて起こっているのが明りように見られる。

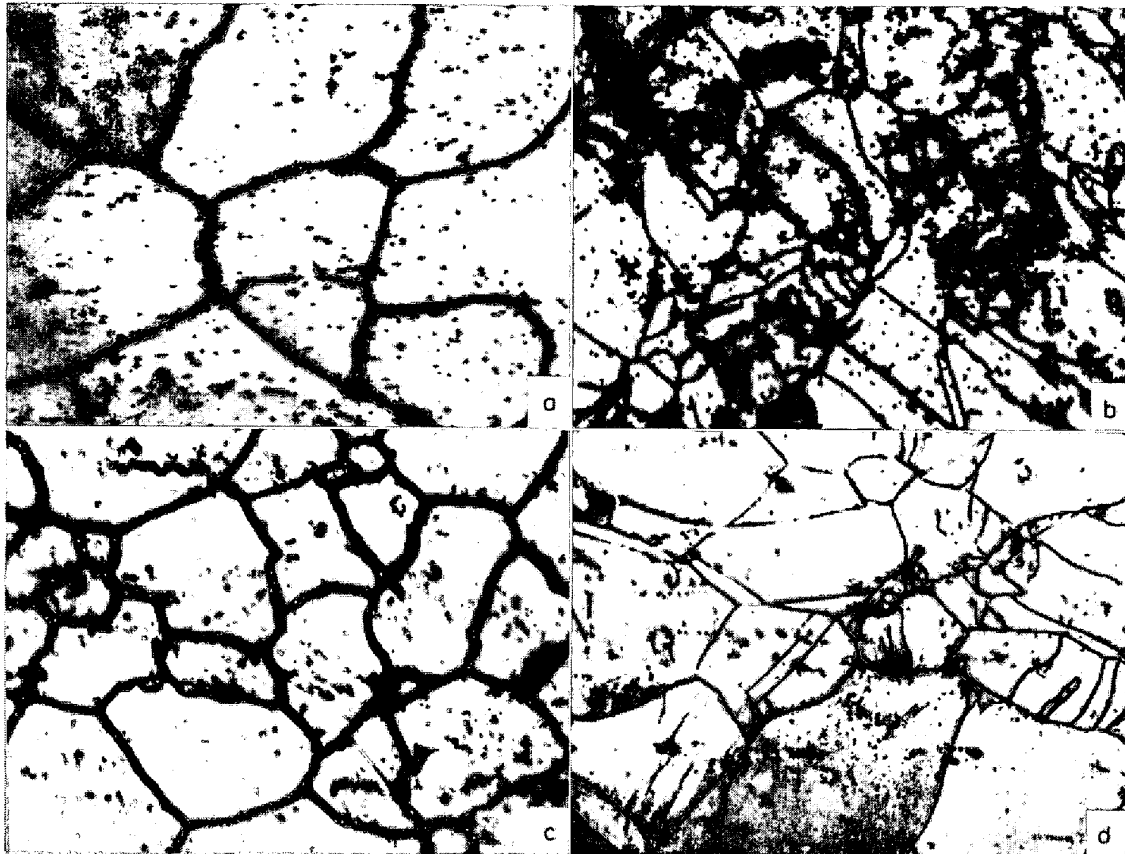
すなわち時効のみの試片では常温の引張試験であるにかかわらず、延性破壊にいたるまで時効により生じた結晶粒界優先析出にともなう粒界塑性の低下に起因して、脆性破壊となるものと見られる。このことはこの種の鋼が時効により著しく耐力、引張強さの増加がはかれるが一方伸び、絞りが極度に低下する弱点を有するのに関連している。事前熱間圧延加工し時効した試片は写真



a) Specimen A aged at 700°C for 5 hr.
 b) Specimen A rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 1 hr.
 c) Specimen B aged at 700°C for 5 hr.
 d) Specimen B rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 5 hr.

×1 000

Photo. 2. Scanning electron micrographs of two specimens after tensile test.



a) Specimen A aged at 700°C for 5 hr.
 b) Specimen A rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 1 hr.
 c) Specimen B aged at 700°C for 5 hr.
 d) Specimen B rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 5 hr.

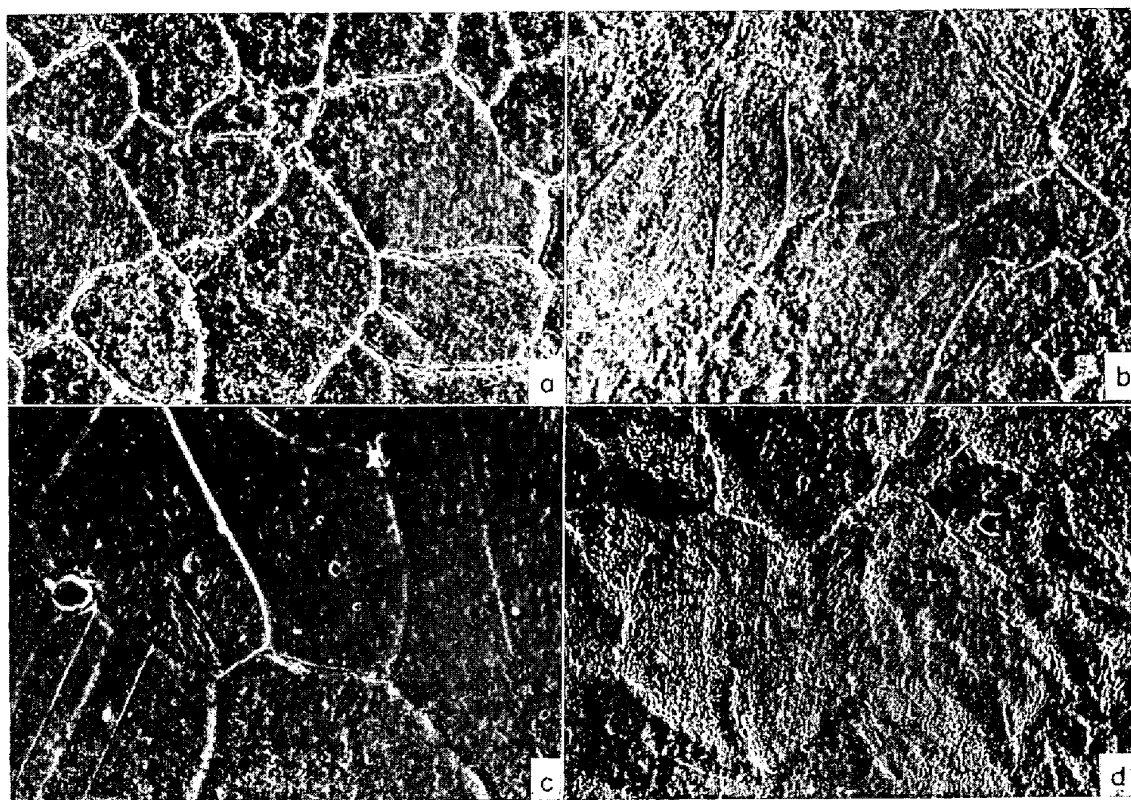
×560

Photo. 3. Optical microstructures of 0.4 C-17 Mn-12 Cr-2 Ni-2 V and 0.4 C-13 Mn-8 Ni-5 Cr-2 V steels.

に見られるように粒内破断と判断され、加工硬化に時効硬化が加わり強化されたマトリックスそのものの強さが出ており、このため時効のみにくらべ強度が増大し、しかも伸び絞りが改善される結果となる。したがって事前熱間圧延加工が時効硬化時に起こる結晶粒界脆性の発達を制御していることは明らかである。Photo. 3は両鋼種につき最適時効処理を行なった時効のみおよび熱間圧延加工し時効した試料の顕微鏡組織を比較した結果であるが、時効のみでは粒界が単純に直線的であり優先析出がみられるのに対し、事前熱間圧延加工し時効した試料の組織は変形帯の残留が見られ一部結晶のポリゴン化が進んでおり、時効のみのものにくらべて結晶粒界が幾何学的に複雑な形態を呈している。Photo. 4は結晶粒界の状況を走査電子顕微鏡により観察した結果であるが、事前の熱間圧延加工が粒界への優先析出を緩和していることがわかる。析出硬化型合金の高温破壊強度に対する粒界優先析出の影響という観点からの研究では、以前より結晶粒が粗大化すると粒界破断が起こりやすくなることのでられており、これは粒界面積の減少による粒界析出の増大が粒界を弱化するという考えである²⁹⁾。また

M. YAMAZAKI³⁰⁾はそのほかに粒の粗大化そのものおよびそれともなう粒界配列の単純化という幾何学的な効果により、粒界割れの発生および伝播が容易になるという考えを示している。この考えは粒が粗大化して粒辺の長さが増すとその辺における応力集中が増し、割れ発生が容易になるし、細粒になれば粒界は幾何学的に複雑になり、割れの進行が阻止される割合が大となる考えである。

本実験は常温における引張試験であっても、時効後の試片が粒界破断していることから、上記と同じようなことが考えられよう。とにかく粒界割れの発生をおさえられれば、結晶粒の強さがこの材料の強度を左右することになるが、この種の鋼の強度を支配するものは粒内全面にわたる微細な V_4C_3 の析出であり、その析出状況を調べるため溶体化のまま、時効のまま、加工のままおよび加工後時効したものの微細組織を観察した。Photo. 5 (a)はアルゴン中にて 1200°C × 1 hr 保持後ただちに水冷する溶体化処理を行なった 0.4 C-17 Mn-12 Cr-2 Ni-1.9 V 鋼の透過電子顕微鏡組織を示したが、溶体化組織は単純で急冷にもなう熱応力によつて発生したと見ら



a) Specimen A aged at 700°C for 5 hr.
 b) Specimen A rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 1 hr.
 c) Specimen B aged at 700°C for 5 hr.
 d) Specimen B rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 5 hr.

× 1000 (6/7)

Photo. 4. Scanning electron micrographs showing the aspect of grain boundary.

れる転位線が観察されるのみで素地はきれいである。Photo. 5 (b) は溶体化後 700°C × 5 hr の最適時効をほどこしたものであるが、微細な V_4C_3 粒子が全面に均一に析出している。マトリックスへの V_4C_3 粒子の析出に関してはすでに著者らが詳細に報告³¹⁾しているが、析出の様相は全面析出で析出物はV炭化物 V_4C_3 のみであり、析出物の形状は球状であり、最大強度が得られる段階にて電顕像から見た上で最大直径 160 Å 程度である。

形成された析出粒子 V_4C_3 は母体格子との界面が整合になっているために、周囲に coherency strain が観察される。このような析出様相を示す微細な V_4C_3 粒子の析出により、時効による著しい強度の増大が得られるのである。Photo. 5 (c) は 50% 熱間圧延加工し、ただちに水冷したものの組織であるが、転位密度の高いあまりはつきりしないセル状になっており、わずかに析出が見られる。

Photo. 5 (d) は熱間圧延加工しさらに時効した試料の微細組織であるが、時効のみのような均一析出ではなく加工影響が残留し、セル組織に析出しており析出分布の粗密が明確となっている。以上、Photo. 2 から Photo. 5 にいたる組織観察の結果、溶体化後時効処理す

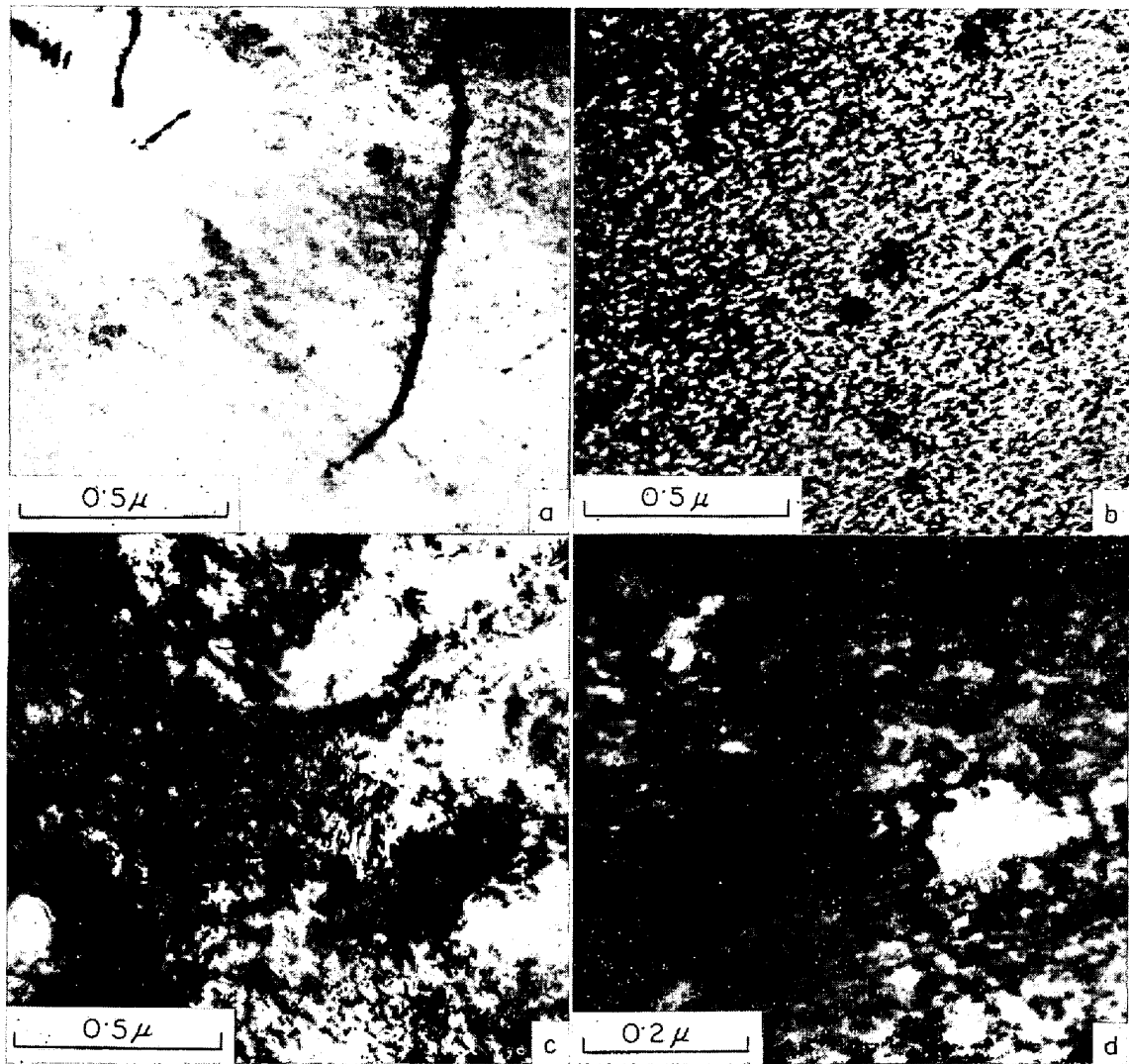
る通常の熱処理をほどこした場合、粒内へ一様に微細な析出を起こすが、それ以前での粒界への優先析出はまぬがれない。実際にはこの粒界への優先析出が塑性低下の原因になっており、時効処理のみをほどこした場合は破断面観察によると延性粒界破断ともいふべき破断様式となる。

事前に加工するとその後の時効においても加工影響は失われず、析出状況は単に粒界のみに優先析出するだけでなく、加工により導入された格子欠陥にも優先析出し、時効処理のみの場合に起こる粒界への優先析出を分散させる作用をする。したがってこの作用は、析出硬化時に起こる炭化物の粒界優先析出にともなう粒界脆性の発達を困難にしていると結論することができる。

4. 結 言

時効硬化型オーステナイト非磁性鋼の強化と同時に、粒界への優先析出により生ずる粒界脆性の軽減を目的として、Mn-Cr 系および Mn-Ni-Cr 系オーステナイト非磁性鋼について加工と熱処理を有機的に併用し、加工熱処理の効果を検討した結果、次の結論が得られた。

(1) 0.4 C-17 Mn-11 Cr-2 Ni-1.9 V 系および 0.4



a) As quenched at 1200°C for 1 hr.
 b) Aged at 700°C for 5 hr.
 c) Rolled 50% at 1150°C.
 d) Rolled 50% at 1150°C and aged at 700°C for 5 hr.

Photo. 5. Transmission electron micrographs of 0.4C-17Mn-12Cr-2Ni-1.9V steel.

C-13 Mn-8 Ni-5 Cr-1.9 V 系オーステナイト鋼は時効温度 700°C にて時効することにより、微細な V_4C_3 粒子が全面析出し、強度は増大するが、炭化物の粒界優先析出にともなう粒界脆性の発達により延性が低下する。破断面を調べた結果によれば、これらは粒界にそつて破断しているのが見られる。

(2) 事前の冷間加工は時効後の機械的性質に好影響を示し、その強度と延性を高めるに役立つ。

(3) 熱間加工をほどこしただちに急冷すれば再結晶が制御され、かなりの加工硬化を示す。事前に熱間加工を与えることは時効硬化時に発達する粒界脆性を減じ、この種の鋼の機械的性質に好影響を示し、その強度と延性を高めている。

(4) 熱間加工と引き続き行なう時効処理の組み合わ

せにより、Vを含むこの種オーステナイト鋼は高い機械的強度を得ることができる。0.4C-17Mn-11Cr-2Ni-1.9V 鋼、50% 熱間圧延+700°C × 1 hr 時効、0.2% 耐力=118 kg/mm²、引張強さ=130 kg/mm²、伸び=15%、絞り=31%、0.4C-13Mn-8Ni-5Cr-1.9V 鋼、50% 熱間圧延+700°C × 1 hr 時効、0.2% 耐力=94 kg/mm²、引張強さ=105 kg/mm²、伸び=13%、絞り=37%。

(5) 時効硬化型オーステナイト鋼の機械的性質が加工熱処理により向上する理由は、事前加工により加工歪の残存、格子欠陥への析出、一部結晶のポリゴン化、結晶粒界の複雑化が起こり、このような組織変化が結晶粒の強化ならびに粒界優先析出の制御に働き機械的性質の向上に役立つからである。

終わりに、本研究を行なうにあたり終始ご鞭撻いただ

きました防衛大学校教授小池与作博士，ならびに東海大学教授遠藤信博士に心から感謝の意を表します。なお実験の遂行に当たり協力下された吉田文夫技官に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) J. B. AUSTIN and D. S. MILLER: Trans. ASM, 23 (1940), p. 743
- 2) F. K. BLOM, C. N. GOLLER, and P. G. MABUS: Trans. ASM, 39 (1947), p. 843
- 3) C. B. POST and W. S. EBELY: Trans. ASM, 39 (1947), p. 868
- 4) P. T. HOESON, E. SCHATT, and W. P. OSMOND: JISI, 159 (1948), p. 145
- 5) 小野, 日立評論論文集: 1 (1948), p. 145
- 6) 小野, 日立評論論文集: 1 (1948), p. 38
- 7) 小野, 日立評論論文集: 1 (1948), p. 115
- 8) 小野, 日立評論論文集: 1 (1948), p. 270
- 9) H. O. MALNTIRE and G. K. MAUNING: Wire Prod, 28 (1953), p. 1019
- 10) R. K. BUHR, S. L. GERTSMAN, and J. REEKIE: Trans. ASM, 49 (1957), p. 706
- 11) 日下: 特殊鋼, 9 (1960), 56
- 12) M. KRONEIS and R. GATTRINGER: Stahl u. Eisen, 81 (1961), p. 431
- 13) 山中, 日下, 外岡: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 871
- 14) G. RICHTER and H. HEINRICH: Neue Hütte, 8 (1963), p. 599
- 15) 中野, ほか: 鉄と鋼, 50 (1964), 37
- 16) 遠藤, 行方: 金属学会誌, 27 (1963), p. 490
- 17) 遠藤, 行方: 金属学会誌, 28 (1964), p. 849
- 18) 遠藤, 行方: 金属学会誌, 30 (1966), p. 734
- 19) 遠藤, 行方: 防大理工学報告, 3 (1966), p. 227
- 20) 遠藤, 行方: 防大理工学報告, 4 (1966), p. 317
- 21) M. ENDOH and J. NAMEKATA: Memoirs of the Defence Academy, 15 (1969), p. 203
- 22) J. NAMEKATA: Memoirs of the Defence Academy, 15 (1969), p. 203
- 23) 遠藤, 行方, 鉄鋼基礎共同研究会 V 研究会報告, 1 (1970), p. 12
- 24) 塩谷, 山田, 樽谷: 金属学会誌, 31 (1967), p. 126
- 25) 塩谷, 山田, 樽谷: 金属学会誌, 31 (1967), p. 347
- 26) 武井, 中佐: 金属学会誌, 35 (1971), p. 1067
- 27) H. KRINER: Arch. Eisenhüttenw., 28 (1957), p. 81
- 28) 小野: 金属学会誌, 13 (1949), p. 22
- 29) 中川, 乙黒: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 982
- 30) M. YAMAZAKI: International conference on the strength of metals and alloys, 1 (1967), 122
- 31) 今井, 行方: 金属学会誌, 9 (1969), 1030