

技 術 資 料

鋼 の 加 工 熱 処 理*

田 村 今 男**

On the Thermomechanical Treatment of Steel.

Imao TAMURA

1. 緒 言

機械文明の進歩と共に、より一層強靱な材料が要求され、そのとどまるところがない。このような要求に応じた少しでも強靱な材料を開発してゆくことが金属関係の研究者、技術者の大きな課題の一つである。そして、過去において、多くの先輩研究者達によつて幾多の進歩がなされてきた。そして現在、大いなる発展がなされつつある。それは加工と熱処理を併用した加工熱処理による鋼材の強靱化である。過去においては板や棒の状態の数%の伸びをもち、しかも 200 kg/mm² 以上の強度をもつ材料を製造することは不可能であるとさえ考えられていたが、加工熱処理法によつてこの壁を打ち破り、350kg/mm² にも達する強靱な材料が開発されつつあるわけである。

このような加工熱処理について筆者はすでに1963年¹⁾にその大要を解説したが、その当時は加工熱処理の研究が軌道に乗った頃で、むしろそれ以後の進歩がめざましい。特に、その後のヨーロッパ諸国の研究に注目しなければならない。幸にもここに機会を得て、その後の進歩について解説できることを無上の光栄とするものであ

第 1 表 加工熱処理の分類¹⁾

I. 変態前の加工	a. 安定なオーステナイト範囲で加工後マルテンサイト変態
	b. 準安定オーステナイト範囲で加工後マルテンサイト変態
	c. 準安定オーステナイト範囲で加工後パーライトまたはベイナイト変態
II. 変態途中の加工	a. マルテンサイト変態途中の加工
	b. パーライトまたはベイナイト変態途中の加工
III. 変態後の加工	a. マルテンサイトの加工
	b. 焼もどしマルテンサイトの加工
	c. パーライトまたはベイナイトの加工

る。

さきりにも述べたように、加工熱処理の中には種々な方法があり、それらを大別すると第1表(再掲)のようになる。Ia はわが国で鍛造焼入とか、加工焼入と呼ばれているものであり、Ib はオースフォーム(ausforming)と呼ばれているものである。ステンレス鋼のサブゼロ加工は Ia の範囲に入るものであり、IIb はストレインテンパリングと呼ばれ、IIc は普通のピアノ線およびワイヤーロープ素線の製法(パテンティングと伸線)として古くから知られているものである。本稿においてもこの分類に従つて解説する。

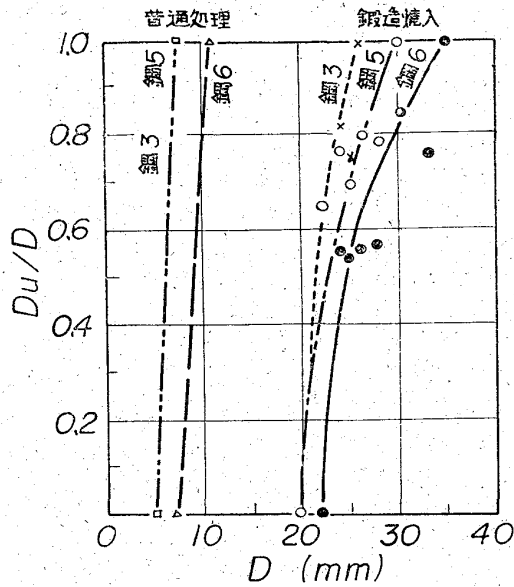
2. 加工焼入 (Ia 処理)

加工焼入は安定オーステナイト範囲で熱間鍛造あるいは圧延した後直ちに焼入を行ないマルテンサイト変態をおこさせた後、焼もどしを行なう方法で、前田らの研究²⁾によると、鍛造後直ちに焼入することによつて鋼の硬化能が著しく上昇するという大きな利点がある。

彼らによると、3つの炭素鋼を 1300°C に加熱して鍛造焼入したもの(鍛造比3)と、鍛造せずに焼入したものの硬化能を調べると、第1図²⁾に示すように鍛造焼入したものは、臨界直径が2倍以上に増大することを示している。このような硬化能の上昇は、オーステナイト化温度が高いほど顕著である。そして、最終加工温度にはあまり関係しない。たとえば同じ鋼を各種のオーステナイト化温度で鍛造した後 660°C で等温変態させたときの変態終了時間をみると第2図²⁾に示すように、変態終了時間はオーステナイト化温度が高くなるほど長くなる。またオーステナイト化温度が高くなると、オーステナイト結晶粒が大きくなるけれども、鍛造せずに温度が高い場合よりも細かい。(写真1²⁾)そして鍛造焼入された鋼材は硬度が高く、衝撃値が大である。硬度が高いのは焼きが完全に入るためであり、その炭素量で予測されるマルテンサイトの硬度よりも高い硬度を示すことはないようである。また一般に不完全硬化した鋼を焼もどしすると、完全硬化したものより衝撃値が低いので、硬度および衝撃値の高い理由は完全硬化したためであると考えられる。その根底は硬化能の上昇にあるようであ

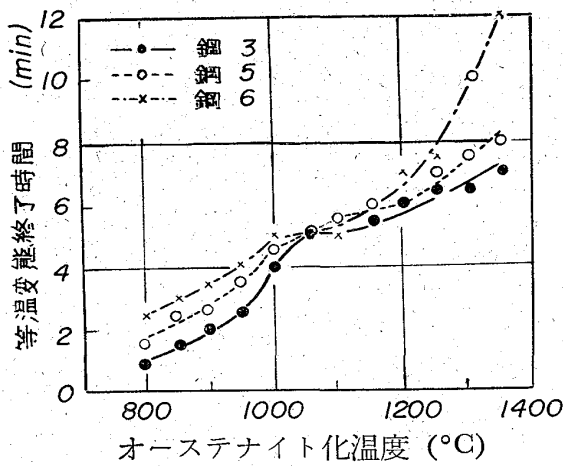
* 昭和40年9月22日受付

** 京都大学工学部 工博



	C	Si	Mn	P	S
鋼 3	0.46	0.30	0.68	0.020	0.010
鋼 5	0.51	0.26	0.71	0.055	0.024
鋼 6	0.55	0.31	0.76	0.012	0.014

第1図 鍛造焼入れによる硬化能(臨界直径)の上昇²⁾

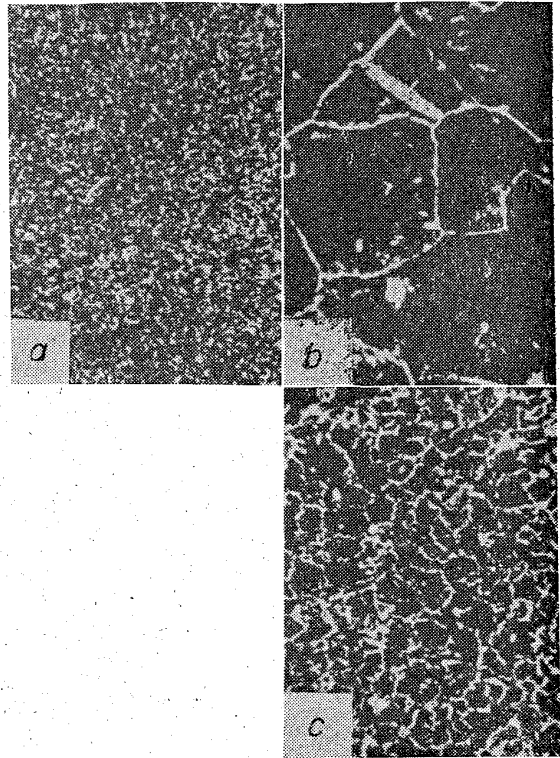


第2図 660°Cに加工焼入し、その温度における等温変態終了時間におよぼすオーステナイト化温度の影響²⁾

る。硬化能の上昇は、前田らは結晶粒の粗大化によると考えている。結晶粒が粗大化すると衝撃値は下がるが、完全硬化による衝撃値の上昇は粗大化による低下を補つてなお余りがあるからであろう。このような加工焼入れによる硬化能の上昇は、オーステナイトの加工安定化と密接に関連するもので、単に結晶粒の粗大化だけで解決されるものではないと考えられ、理論的にきわめて興味があり、今後の重要な研究課題の一つであろう。

STARODYBOV ら³⁾によると 0.19% C, 0.57% Mn, 0.27% Si, 0.016% P, 0.018% S の鋼を 1200°C で 40% 圧延後種々な時間保持して焼入すると (保持時間によって焼入温度は 1130~1050°C の間まで低下する), 圧

オーステナイト化温度 (°C)
850 1300



(a) 普通焼入, (b) 普通焼入, (c) 加工焼入

写真1 中炭素鋼(鋼4)の普通焼入と加工焼入した時のオーステナイト結晶粒度比較²⁾ ×90(9/10)

延後3秒後焼入で強度は低下し、靱性は上昇し、加工応力は緩和されている。5秒後焼入では新しい細かい再結晶粒が生成され、強度は上昇し、靱性は減少する。そして、この程度で普通処理のものより少し強度の上昇がみられる。さらに長時間経過後焼入すると再結晶がおこつて強度は減少してしまう。この論文の細部については理解に苦しむ点もあるが、加工後直ちに焼入を行ない、オーステナイトの再結晶の進行を最低におさえることによつて後述するオースフォームと同じ強化もある程度おこるであろうと考えられる。浅村⁴⁾はある程度強化効果のあることを報告し、組織的にも検討を加えている。また、BERNSHTEIN ら⁵⁾, GULYAEV ら⁶⁾などのソ連の報告においても強化効果が認められている。加工によつて生じた格子欠陥が硬化能の上昇にも大きな役割を演じていると考えられると同時に、強化にもある程度寄与するものと考えなければならない。しかし強化に対する寄与は加工温度が高くなる程少なくなるものと考えられる。

加工焼入を行なう場合、加工が中心部までおよぶにくいので、中心部の結晶粒が非常に粗大化して衝撃値が下ることがあるので加工が中心部までおよぶように注意する必要があるようである。また、熱間加工後再加熱して焼入を行なうよりも加工焼入を行なう方が熱経済上有利であり、またこの処理は特別な設備を必要とせず、すぐにでも実用化できそうであるので非常に注目されている。そればかりではなく、硬化能が上昇するので合金元素の少ない安価な材料に切り換えることも可能であろう。

3. オースフォーム (オースフォームド マルテンサイト) (Ib 処理)

3.1 処理上の諸因子とそれらの効果

オースフォームは、オーステナイト化した鋼を等温変態線図の入江の温度まで急冷し、その温度で加工した後焼入してマルテンサイト変態をおこさせ、しかる後焼もどしを行なう処理で、鋼は靱性をそこなうことなしに著しく強化する。この処理が加工熱処理の中で最も優れている処理として注目されている。

DUCKWORTH ら⁷⁾はオースフォームの効果におよぼす諸因子として

1. 鋼の化学組成
2. オーステナイト化温度
3. オーステナイト化時間
4. 加工温度までの冷却速度
5. 加工温度
6. 加工温度での加工までの保持時間
7. 加工度
8. 加工速度
9. 室温までの冷却速度
10. 焼もどし処理

の10項目をあげ、多くのデータを統計的に処理することによつて、これらの因子の効果について研究した。鋼の化学組成および焼もどし処理については金属学的因子として取扱うとして、上記 2~9 の因子について考えると彼等はオーステナイト化温度は低いほど効果的で、Ac₃直上でオーステナイト化すると靱性を害することなしに強度を上昇させる効果が高いことを示した。そしてその理由としては、オーステナイト化温度が高いとオーステナイトの結晶粒が粗大化し、また炭化物などが均一に溶解して不均一性がなくなるために、加工による転位への溶質原子の集合がおくれるからであると考えている。オーステナイト化温度に保持する時間はあまり影響がない。加工温度までの冷却速度も途中で変態をおこさない限りあまり影響はない。

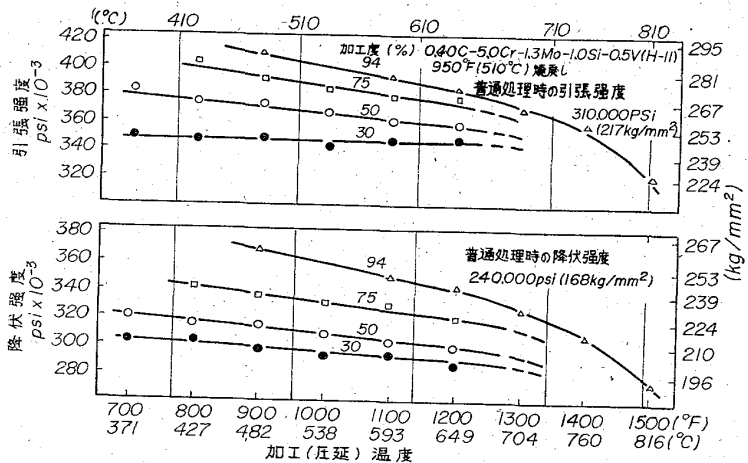
加工温度は変態をおこさない範囲内で低い方が点欠陥や転位の密度を上昇し、加工硬化を効果的におこさせると同時に回復や再結晶の進行をおそくするために好ましい。加工温度における加工までの保持時間は、短いと靱性が大きかったり、あるいは長いと強化が大きかったりした場合もあるが、一般には変態をおこさない限りあまり強化に対して影響しない。加工度が最も大きく強化に寄与する。加工度が大きくなるとオーステナイトの結晶粒の微細化にも効果的である。加工速度が大きいほど大きく強化する。早く加工すると転位の分布の仕方に変化がおこるためである。しかし、場合によつては加工速度にあまり関係しない場合もあり、また加工速度が大きいと靱性を害する場合もあった。室温までの冷却速度はマルテンサイト変態をおこさせる限り大きな影響は無い。

このように、DUCKWORTH らの統計的な考察からオースフォームの強化におよぼす処理上の諸因子として重要なものは4つあり、その

うちで加工度が最も重要であり、次に加工温度、加工速度、オーステナイト化温度であるということが出来る。

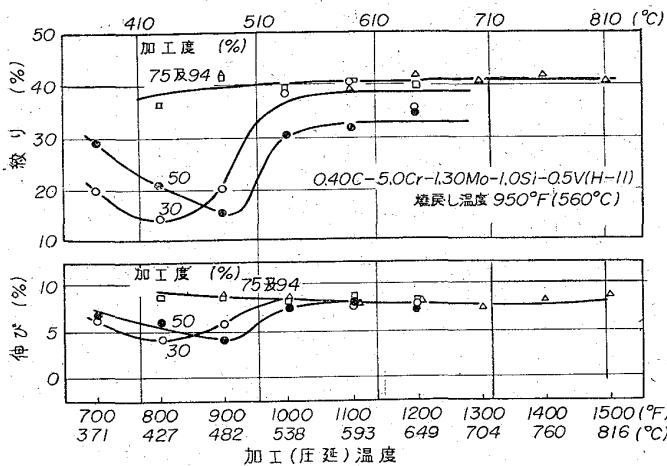
加工度が最も大きな因子で強化は加工度によつて一義的に決定され、加工度が上昇するに従つて靱性が低下することなしに直線的に強度が上昇することはすでに説明した通りである。加工温度が低いほど強化することもすでに述べたが¹⁾、第3図⁹⁾¹⁰⁾は H-11 鋼 (0.40% C, 5.0% Cr, 1.3% Mo, 1.0% Si, 0.5% V) を各種温度で種々な加工度でオースフォームした場合の強度を示している。加工度が低いと加工温度の影響が比較的少なく加工度が大きいほど温度に大きく影響される。そして1300°F (705°C) 以上となるとオースフォームの効果が急激に低下する。この傾向は加工焼入のときのような高温での加工が強化にあまり効果的でないことを示すものである。この理由として安定オーステナイト範囲に入ると溶質原子の溶解度が大きいいため転位への集合が十分行なわれにくい。もちろん回復再結晶の効果も見逃すことはできない。また、第4図⁹⁾¹⁰⁾は同じ鋼の加工温度による靱性の変化を示す。ある温度以上で加工すると、伸び、絞り、絞りはオースフォームしないものとほとんど変わりなくすぐれた靱性を示すが、それ以下の温度で加工すると、伸び、絞りは減少する。しかし、ある加工度以上の加工を施せば低温でもあまり伸び、絞りの低下はおこらない。すなわち、オースフォームによつて伸び、絞りを低下させないためには、ある臨界温度以上で加工するか、あるいは低温で加工するとしても、ある臨界加工度以上の加工度を与えると靱性は低下しない。この鋼の場合、臨界加工度は約 1000°F (540°C) であり、臨界加工度は約75%である。このような臨界の温度および加工度については他の鋼にもあるかどうかよくわからない。もし他の鋼にもあるとしても、多少違った温度や加工度を示すものと考えられる。注意すべき点である。

加工速度の影響については、いまだまとまつた定説はないが、加工速度が大きいほど強化度が大きいと考えるのが妥当であろう。前述のように DUCKWORTH⁷⁾によれば加工速度が大きいと、転位の配列が違つてきて強化に効果的になつてくると言つている。もちろんこれは加工されるオーステナイトの積層欠陥エネルギーにも関係することである。しかし反面、加工速度を大きくすると加

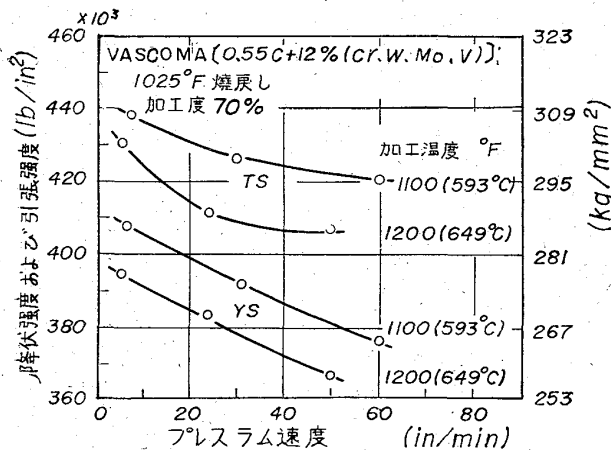


第3図 H-11 鋼の加工温度および加工度と強度との関係⁹⁾

工による内部発熱のために加工温度が上昇したと同じ効果を与え、強化に対する寄与が減少するとも考えられる。ZACKAY ら¹⁰⁾によれば、Vasco MA (0.55% C と Cr, W, V, Mo など合計して12%の合金元素を含む) を押出しによつて 70% オースフォームした場合、強度におよぼすラム速度の影響を第5図¹⁰⁾に示す。この結果



第4図 H-11 鋼の加工温度および加工度と靱性の関係⁹⁾



第5図 オースフォームされた VASCO MA 鋼の強度におよぼすオースフォーム時の押し出しラム速度の影響¹⁰⁾

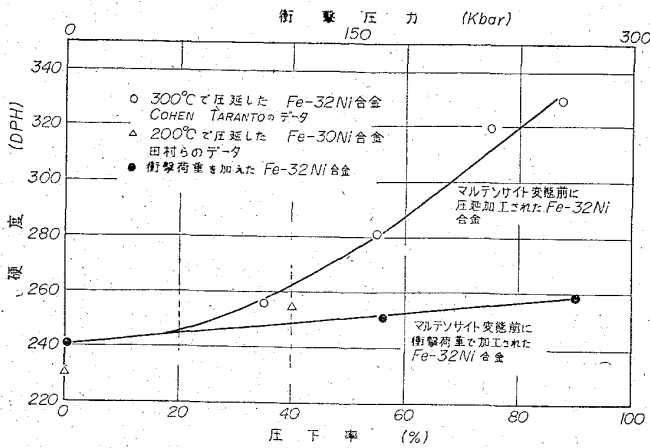
によると、ラム速度がおそいほど強度上昇が大きい。しかし、あまりおそくして途中で変態をおこしてはだめになるので、変態をおこさない範囲内でおそく加工するのがよいようである。この説明として ZACKAY らは加工による発熱を考えている。

これらの研究による加工速度とは比較にならないかも知れないが、爆発成形による加工や、変形をほとんど伴わない衝撃波によるオースフォームの研究がある。このような方法による加工速度は桁はずれに大きいものと考えられる。STEIN ら¹¹⁾は約 10 kbar の圧力で H-11 鋼および D6-AC 鋼 (0.45% C, 0.80% Mn, 0.25% Si, 0.55% Ni, 1.15% Cr, 1.0% Mo, 0.05% V) を爆発成形によつてオースフォームした。加工度はよくわからないが円筒形試片の外径が約 50% 大きくなった程度である。D6-AC の場合、第2表¹¹⁾に示すようにオースフォームすると普通処理の場合より非常に強度は上昇するが、Shear Spinning による同程度のオースフォームでも同程度の上昇があり、爆発による特別な効果は認められない。むしろ伸びは減少している。STEIN ら¹¹⁾はまた 430 kbar の衝撃波によつてほとんど変形をとまなわないオースフォームの研究を行なつた。3% Cr 鋼 (0.43% C, 3.0% Cr, 1.5% Ni, 1.5% Si, 0.5% Mo) の例を第2表¹¹⁾に示す。条件が一定していないので比較はむずかしいが、普通処理の場合よりも強度は上昇しているが、78% 圧延によるオースフォームよりも効果は小さいようである。伸びも減少するようである。また、第2表に付記したように、普通処理した焼もどしマルテンサイトを室温で衝撃波を与え、再焼もどしたものはかなりの強度上昇があり、しかもあまり伸びは減少していない。また、圧延によつてオースフォームしたものを室温で衝撃波を与え、再焼もどしすると、伸びは減少するが強度上昇が最も顕著である。これらについては後述する。

LESLIE ら¹²⁾は Fe-32%Ni 合金を 170 と 270 kbar の衝撃波によつてオースフォームし、第6図¹²⁾のような結果を与えている。(270 kbar の衝撃波は約 85% 圧延に相当すると言っている。)このような炭素を含まない材料は、オースフォームによる強化はほとんど現われないことはすでに田村ら¹³⁾¹⁴⁾によつて報告されているが、圧延によつて 40% 以上オースフォームするとマルテンサイ

第2表 爆発および衝撃波によるオースフォームの効果¹¹⁾

番号	材 料	オースフォームの方法処理	引張強度 (kg/mm ²)	降伏強度 (kg/mm ²)	伸 び (%)
1	D6-AC	爆発 538°C, 316°C 焼もどし	241	198	4.4
2	〃	Shear spinning 538°C, 316°C 焼もどし	241	191	6.5
3	〃	普通焼入 316°C 焼もどし	203	178	9.0
4	3%Cr 鋼	衝撃波 360°C, 204°C 焼もどし	260	237	5.6
5	〃	衝撃波 538°C, 204°C 焼もどし	246	222	2.5
6	〃	圧 延 538°C (78%), 371°C 焼もどし	263	249	6.2
7	〃	普通焼入 204°C 焼もどし	226	196	6.9
8	3%Cr 鋼	普通焼入 204°C 焼もどし後 常温衝撃波加工 371°C 再焼もどし	251	244	5.5
9	3%Cr 鋼	圧延 538°C (78%) 329°C 焼もどし後 衝撃波加工 371°C 再焼もどし	297	294	3.1



第6図 Fe-Ni合金におけるオースフォームされたマルテンサイトの硬さ¹²⁾

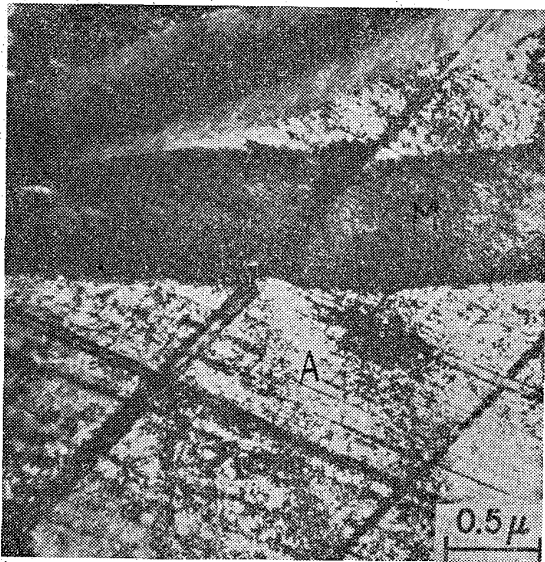
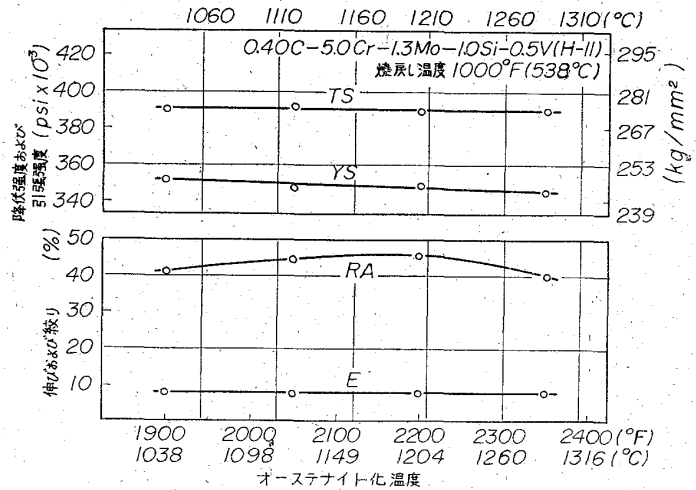


写真2 Fe-23%Ni-0.6%C合金のオーステナイトを室温で270 kbarの衝撃荷重で加工し-195°Cでマルテンサイト変態させたときのマルテンサイトの透過電子顕微鏡組織¹²⁾

ト葉の微細化のために少し強度は上昇するのであるといっている。これを衝撃波でオースフォームすると転位その他の格子欠陥をきわめて多く生成するけれども、外見の形状の変形はほとんどおこらないから、当然オーステナイトの結晶粒も変化なく、そのため結晶粒の微細化はおこらないから強化はおこらないと説明している。また、Fe-23%Ni-0.6%C合金のマルテンサイトは硬度507 DPHであるが衝撃波でオースフォームすると532 DPHと少し硬くなるが顕著ではない。ところがその透過電子顕微鏡組織は写真2¹²⁾に示すように、マルテンサイト内の転位密度はきわめて高く、田村ら¹³⁾¹⁴⁾の報告したものときわめて類似しており、衝撃波によるオースフォームの効果が少ないことは理解しがたい。残留オーステナイトが沢山あり、しかも硬度測定は1kgの荷重を用いているので硬化を測定できなかつたものと思われる。

以上要するに、温度上昇をとまわずに歪速度を上げることができれば必ずや強度に大きく寄与するであろうと考えられるが、現実には温度上昇をとまないので顕著な効果を見出すことはできないようである。しかも、後述するような合金炭化物の析出をとまらなような場合にはあまり加工速度が早いと拡散がともなわず、効果は少なくなる。このようなことから加工速度は加工度ほど重要でなく二次的な因子として寄与するにすぎない。ちなみに衝撃波や爆発の場合、温度はかなり上る。鉄に室温で500kbarの衝撃波を与えると700°F(370°C)付近まで上るともいわれている¹⁵⁾。

次の比較的重要な因子として、DÜCKWORTHら¹⁶⁾はオーステナイト化温度をあげている。彼らによるとオーステナイト化温度が低いほどオーステナイトの結晶粒は細かく、オーステナイトの加工硬化にも有効であり、濃度的に不均一性が残っているから転位への溶質原子の集合が容易で効果的である。このことはSCHMATZら¹⁷⁾によつても第7図のように示されているが、オーステナイト

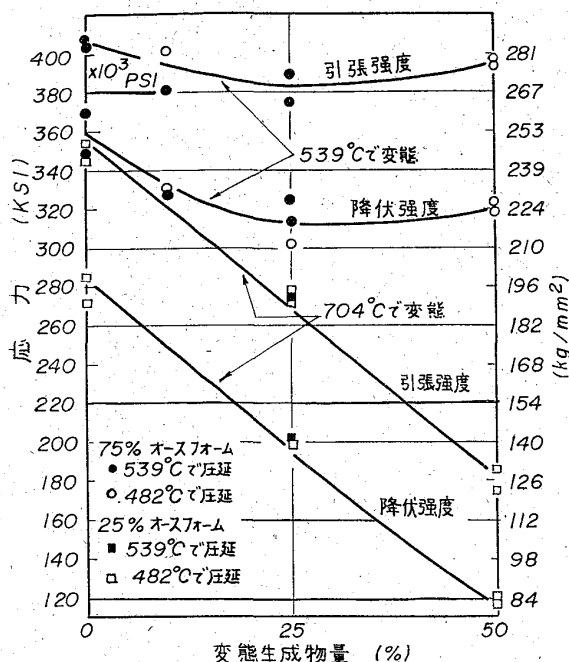


第7図 91%オースフォームされたH-11鋼の機械的性質におよぼすオーステナイト化温度の影響¹⁹⁾

化温度による変化はきわめて少ない。要するに、Ac₃直上でオーステナイト化するのが好ましいようである。オーステナイト化温度の効果についてはすでに説明した処である¹⁾。

オースフォーム後焼入までにマルテンサイト以外の変態がおこつた場合は強度は著しく低下するが、そのときの変態生成物とその量によつて強度低下は非常に違う。たとえばH-11鋼をオースフォームして後変態をおこさせると第8図¹⁶⁾のように低下する。これはGERBERICHら¹⁶⁾の研究によるもので、研究を効果的に行なうためにオースフォーム温度と変態をおこさせた温度とは同一でない場合もあるが、1100°F(593°C)でベイナイト変態をおこさせたときはあまり低下しないが、1300°F(704°C)でパーライト変態をおこさせると著しく低下する。この変化はオースフォーム温度の相違よりもはるかに大きい。それ故オースフォームを行なうときは変態をおこせないことが非常に重要なことである。

なお、400~500°Cでオースフォームを行なうとき、ど

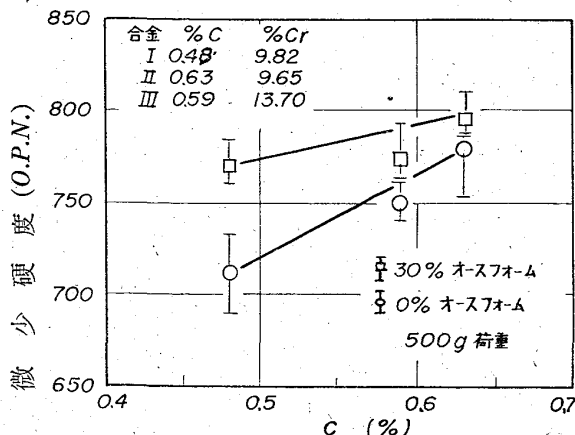


第8図 オースフォーム後 1100°F (539°C) または 1300°F (704°C) でオーステナイトが一部変態したときその変態生成物による室温での強度の変化¹⁶⁾

の程度の変形抵抗があるかということが実際に作業をする上に重要な事柄である。DUCKWORTH ら⁷⁾によれば、BSEn30B 鋼 (0.26~0.34% C, 0.1~0.35% Si, 0.40~0.60% Mn, 3.90~4.30% Ni, 1.10~1.40% Cr, 0.2~0.4% Mo) を 600°C で準安定オーステナイトを加工するとき約 50kg/mm², 450°C では約 80kg/mm² の引張力を与えると 50% 以上の加工ができるようである。PHILLIPS ら⁸⁾もオースフォーム加工のために必要な力を示す図を報告しているが省略する。加工方法としては、圧延が最も多く使用されているが、押出、スエージ、ねじりなど、どのような加工法でもよいわけである。遊星圧延機が一度に大きな加工を与えることができるので注目されている。

3.2 金属学的諸因子とそれらの効果

金属学的因子としては、先づ合金元素の影響を考えなければならない。合金元素として最も重要なものは炭素である。炭素量が非常に少ない場合にはオースフォームによる強化はほとんど認められず¹³⁾¹⁴⁾、わずかにマルテンサイト葉の微細化による少しの強化がおこるだけである。顕著な強化をおこすためにはある程度以上の炭素量が必須であることは田村ら¹³⁾¹⁴⁾によつて発表されたが約 0.1% 以上の炭素量が必要であるようである。0.1~0.6% の間の炭素量を含む鋼では、もちろん炭素量が増すに従つて強度の絶対値は大となるが、オースフォームによる強度上昇量はほとんど一定で炭素量に関係しない。それは生成された転位をピンニングするに十分な炭素量があればそれで十分であつて、余分の炭素は強化には寄与しないからである。そして、このような強化がおこつても靱性はほとんど変化しないが、強いといえば炭素量の少ない鋼ではわずかに靱性は低下するが、炭素量が約 0.5% 以上となるとオースフォームによつてむしろ靱性がわ



第9図 オースフォームされた Fe-Cr-C 合金の微少硬度におよぼす炭素量の影響¹⁷⁾

ずかに上昇する傾向がある。約 0.6% 以上の炭素量となると、オースフォームによる強度の上昇量は低下してくる傾向がある。第9図¹⁷⁾はクロム鋼のオースフォームの効果におよぼす高炭素量の影響を示す。さらに高炭素のクロム鋼 (SKD 1) となるとほとんど強化は認められなくなる¹⁸⁾。

RAYMOND ら¹⁹⁾は H-11 鋼の C 量を変えた試料を作りオースフォームしたときの諸性質におよぼす C 量の影響を研究した。C 量 0.12~0.41% の間に変えただけでは強度上昇量はほとんど同じで、しかも加工温度や加工速度にもあまり影響されず、引張強度は 1% 加工当り約 1kg/mm² の上昇量を示した。

さらに RAYMOND ら⁸⁴⁾は準安定オーステナイトを引張加工したときの加工硬化曲線は

$$\sigma = K\epsilon^n$$

で示される。ここに σ は真応力 (ksi), K は強化係数 (ksi), ϵ は真の歪, n は加工硬化係数である。そうすると、加工硬化度は

$$\partial\sigma/\partial\epsilon = Kne^{n-1}$$

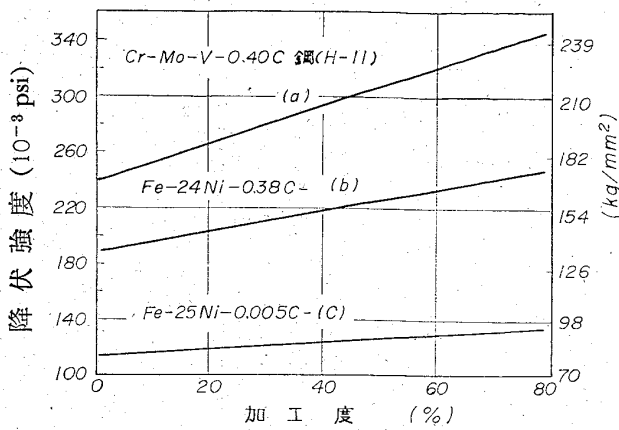
で示される。 ϵ が大となると $\partial\sigma/\partial\epsilon$ は小さくなり、今、 $\epsilon = 100\%$ としたとき最小となり近似的に

$$(\partial\sigma/\partial\epsilon)_{\epsilon=100\%} = K \cdot n$$

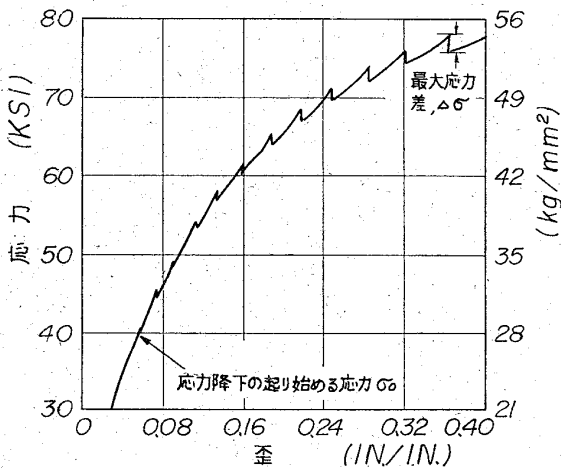
で示される。それ故準安定オーステナイトの加工硬化のしやすさは近似的に $K \cdot n$ の値で示され、この値が大きいほどオースフォームドマルテンサイトの強化が大きいことを示した。

そして、H-11 鋼について炭素量だけの効果について研究したところ、C 量が 0.12~0.5% の間では K は C 量が増すほど大となるが n は小となる。そして $K \cdot n$ の値は 0.92 ± 0.02 ksi/(%加工) のほぼ一定の値を示し、この間の C 量の鋼をオースフォームしてもその強度の上昇量は C 量にほとんど関係せず一定である。もちろんオースフォームしない普通のマルテンサイトの強度は C 量と共に大略 400 ksi/%C の割合で上昇するので、これをオースフォームすると C 量に関係なく一定量だけこれに加算されることになるわけである。

C 量が 0.1% 以下ではオースフォームの効果はきわめて少ない。しかし注目すべきことは低炭素鋼でオースフォームした後フェライトを生成してもそのフェライト



第10図 典型的な3つの鋼のオースフォームによる強度上昇²⁰⁾



第11図 H-11 鋼の 1000°F (538°C)における準安定オーステナイトを引張したときに生ずるノコギリ状応力-歪曲線²¹⁾

は普通のフェライトより少し強度が高い。

第10図²⁰⁾は H-11 鋼, Fe-24%Ni-0.38% C および Fe-25%Ni-0.005% C 合金のオースフォームによる降伏強度の上昇を示している。H-11 鋼は Mo, V などの炭化物生成元素を含み, 1%加工当り引張強度で約 1kg/mm², 降伏強度で約 0.9kg/mm² 程度上昇する。しかし強炭化物生成元素を含まない Fe-Ni-C 合金では 1%加工当り降伏強度で約 0.5kg/mm² 程度しか上昇しない。さらに炭素量が非常に少なくなるとオースフォームによる強度上昇はきわめて少ない。すなわちオースフォームによつて強度が上昇するためには C 量の存在が必須である¹³⁾¹⁴⁾が, さらにその強度上昇を一層大きくするためには Mo, V などの強い炭化物生成元素が添加されることが好ましい。これらの強炭化物生成元素は焼もどし二次硬化をおこす合金元素で, McEVILY²⁰⁾によればオーステナイト状態で加工したときに焼もどし二次硬化において現れると同様な合金炭化物がきわめて微細に転位上に析出するために大きな強化をおこすと考えている。そして McEVILY²⁰⁾および GERBERICH²¹⁾はこのような強炭化物生成元素を含有する鋼に限り準安定オーステナイト状態で引張ると第11図²¹⁾に示すようなノコギリ状の応力-歪曲線を示すので (Portevin-Le Chate-

lier 効果), これが炭化物を生成している証拠であると述べている。このようなノコギリ状の曲線を示すのは, 引張途中にマルテンサイト変態をおこすとき²²⁾, 双晶変形をおこすとき²³⁾, そのほかの変態をとまなうときなどに認められるが, この場合何の変態も双晶もおこらずにノコギリ状を示すのは, フェライトを 250°C 付近で引張つた時おこる (青熱脆性) 場合と同じで, 転位上に炭化物が生成されてピンニングをおこす以外に考えられないといっている。

G. THOMAS²⁴⁾もノコギリ状の応力-歪曲線を認めると同時に各種合金元素と析出との関係を研究した。彼らによると前述の $K \cdot n$ の値が合金元素によつて大きく変化する。Ni, Mn などはほとんど $K \cdot n$ の値に効果を示さないが, 炭化物生成元素が入るときわめて増大する。特に V, Mo は有効で, これらが添加された鋼をオースフォームすると 1kg/mm²/(1%加工) 以上の強化をおこす。これは Fe-Ni-C 合金のオースフォームしたものの約倍の強度上昇を示す。そして, この $K \cdot n$ 値の上昇の原因はオーステナイトを加工したときに合金炭化物を析出し, その炭化物のために転位がピンニングされると同時に炭化物によつて転位が増殖され, さらにからみ合うためであると考えられる。この場合, 炭化物は非常に硬く転位によつて切られないものと考えている。しかもこの炭化物はコヒーレント的 (Coherently) に析出していないものと考えている。このように, 準安定オーステナイトの加工によつて析出する合金炭化物の寄与が大きいので合金炭化物が析出するような温度で加工しなければオースフォームの効果は少なくなる。それ故加工温度は低いほど効果があるとは断言できず, 場合によつては比較的高温で加工した方が炭化物生成元素を含む鋼の場合オースフォーム効果の大きい場合もある。また, 加工速度があまり早くても析出する暇がないので効果は少ない。これは, オーステナイトそのものの強化にも役立つのでオーステナイト系の耐熱鋼の強化にもオースフォームが有効であることを示唆するものである。

炭化物生成元素の中でも Mo が最も $K \cdot n$ の値を大とするので最も効果的である。Nb, Ti なども $K \cdot n$ を大きくするように考えられるがオーステナイト中への溶解度が小さいために実際的にはほとんど効果は認められない。炭化物生成元素を添加してもオーステナイトに溶解しない状態では全然意味はない。

オーステナイト中の転位と炭素との相互作用は α 鉄中での相互作用に比較して小さく, 準安定オーステナイトを加工したときの合金炭化物の析出は, 主として加工によつて生成された原子空孔に炭化物生成元素が応力誘起置換拡散 (Stress-induced substitutional diffusion) によつて移動し, 炭素原子は炭化物生成元素の移動に応じて拡散して炭化物を作る。そのためこの析出を律速するのは炭化物生成元素の拡散である。そのときの活性化エネルギーをノコギリ状の応力-歪曲線の応力低下から算出すると 1.5~1.9eV となる。これは, オーステナイト中の合金元素の拡散のための活性化エネルギーよりも非常に小さいが加工のために原子空孔がすでに生成されているので, その生成エネルギーを必要としないからである。また, 合金原子と Fe 原子との原子半径の差および

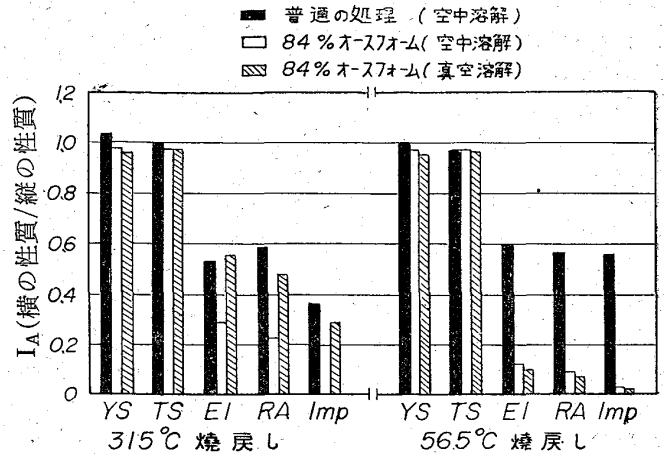
結合エネルギーなども考慮すればうなずかれる値である。この活性化エネルギーは Cr, V では比較的小さく, Mo, Nb, Ti は大きい加工すると拡散のための他の常数が変化し, Mo は Cr などより拡散しやすくなり, さらに加工温度が高く, 加工速度が早いと一層拡散しやすくなってくる。そして, 非常に細かい合金炭化物を析出するようになる。このような意味でオースフォーミングに対する合金元素の効果は Mo が最も大きい。しかもこれらの合金炭化物の析出には合金元素が主導的であるので, 鋼中の一部の炭素が合金炭化物となつて析出するのであつて, 大部分の炭素原子は固溶しており, 変態後のマルテンサイトの固溶強化をほとんど減少させない。

$K \cdot n$ の値は Fe-Ni-C 鋼の場合 44ksi, Cr あるいは V が入ると約 83, Mo が入ると 110 程度となり Mo の効果の大きいことがわかる。(これらの値は40%加工したときの値である。前述の RAYMOND⁸⁴⁾ の H-11 鋼についての 0.92 ksi/% 加工の値は 100% 加工に外挿したときの微分値であるので, これを100倍して約 92ksi 以上であると考えると上の値と近似的に比較できそうである。) Mo をふくむ準安定オーステナイトはこれを加工することによつて 70Å 程度の炭化物が 0.1 μ 程度の間隔で析出することが観察されている。

さらに, PHILLIPS ら⁸⁵⁾によると, オースフォームによる強化に対して Mn はほとんど寄与しないが硬化能を上げるのでオースフォーミング処理が容易になる。Ni も寄与しないが靱性を増すのに効果がある。3~5%の Cr を添加するとわずかに強度上昇に寄与する。Si は効果があり, Cr と共に添加すると, より効果的である。Mo は最も効果的である。オースフォーム加工するとき, 変形抵抗の大きい鋼は $K \cdot n$ の値が大きく効果は大である。また, あまり高合金よりも低合金で多種の合金元素を含む方が効果的である。

これらの強化に対する寄与はオーステナイトの炭素の固溶度を下げるような元素が効果が大きく, 準安定オーステナイト中での炭化物の析出がおこりやすくなるからである。その意味で Ni, Mn の効果は少なく, Ti, V, Nb などは効果が大きいであろうと考えられる。しかし, 積層欠陥エネルギーからいえば, Cr, Mn の効果は無視することはできず, 上述の炭化物生成元素と共に Cr, Mn を添加すれば効果が助長されるようである。

オーステナイトの積層欠陥エネルギーに対する合金元素の効果についてはよく知られていない, Cr は明らかに積層欠陥エネルギーを下げ²⁴⁾, Mn も積層欠陥を生成する確率を上げる²⁵⁾²⁶⁾。Mo, V などについてはよく知られていない。Ni は積層欠陥エネルギーを上げ²⁷⁾, C も上げるような挙動がうかがえる。このようなオーステナイトの積層欠陥エネルギーがオースフォーミングの強化にかなり大きく寄与しているのではないかと考えられる。現に DUCKWORTH ら⁷⁸⁾ はかなりの寄与があり, このエネルギーの小さいものほど強化が大きいとみている。しかし, 明確なデータは示されていない。この意味からすれば, Cr, Mn の挙動を無視することはできないであろう。積層欠陥エネルギーは, 転位の配列, 加工硬化挙動, オーステナイトの加工安定化など, かなり重要な因子に大きな効果を示すからである。従来のオースフ



第12図 普通処理鋼とオースフォーム鋼の異方性(I_A)の比較²⁹⁾(5M21 鋼 0.2% C, 0.3% Si, 0.15% Cr, 0.6% Mn, 2.8% Ni, 3% Mo)

フォーミングに関する研究において積層欠陥エネルギーに対する考慮がなされていなかった点が強く指摘されている。²⁸⁾³⁷⁾

過去においては合金元素は等温変線図を右に寄せて入江を深くし, オースフォーム処理を行ないやすくするために添加されるものと考えられ勝ちであったが, それだけの意味ではなく, もつと重要な大きな意味をもっている。しかし, 合金元素に関してはいまだ不明な点が多く, 合金元素を調整すればさらに強い材料がオースフォーミングによつて開発されるであろうという可能性が残されている。

第12図²⁹⁾は, オースフォームの際の圧延方向とその直角方向での種々な性質の相違を示すものである。Fe-3% Ni-3% Mo-0.2% C の丸棒を 565°C で 84% 圧延 (オースフォーム) した場合である。強度においてはほとんど方向性は認められないが, 伸び, 絞り, 衝撃値においてかなりの方向性がある。しかも焼もどし温度が低いと方向性は普通熱処理の場合と比較してあまりひどくないが, 焼もどし温度が高くなると顕著な相違が現れる。真空溶解したものと空气中溶解とを比較すると, 強度ではあまり差はないが, 伸び, 絞り, 衝撃値においては 315°C 焼もどしでは真空溶解の方が方向性が小さい。しかし, 565°C では空气中溶解と同程度に方向性がひどく現れるようになる。

焼もどしについては前回の解説¹⁾以後の研究としては炭化物の析出挙動に重点がおかれている。オースフォームされたマルテンサイトを焼もどしてゆくと炭化物の析出がおこるが, それは普通のマルテンサイトの焼もどしのとときと同様に ϵ -炭化物, セメントタイト, 合金炭化物の順に析出してゆく。しかし, オースフォームされたマルテンサイトは炭化物の析出がおくれ, 高温側に移動し, 耐焼もどし性が大となるものと考えられ, 高温まで高い硬度を保持する。これらについては後述する。

3.3 オースフォーム鋼の強靱化機構

オースフォーム鋼の強靱化機構についても前に解説したが³⁰⁾, オースフォーム鋼の主要なる特徴は, (1) 強度が上昇すること, (2) 靱性があまり減少しないことおよ

び(3)耐焼もどし性が大きいという3点に要約される。

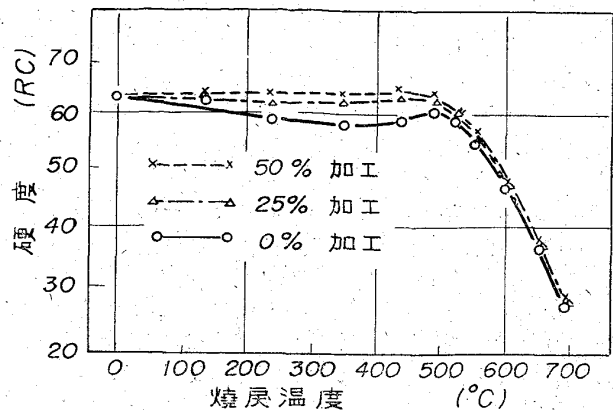
強化機構としては種々な説があり、いまだ定説はなく、また、一つの強化機構で説明できるような単純な現象ではない。現在最も有力な説は、マルテンサイト葉の微細化説と加工オーステナイト中の欠陥をマルテンサイトに受継ぎ、それらの欠陥(主として転位)に炭化物が極く微細に析出するという説および加工オーステナイト中で炭化物が析出し、それがマルテンサイト中に引継がれるという説の3つがあるが、この3つの機構が同時におこつていると考えるのが正しいようである。

オースフォームするとマルテンサイト葉は明らかに細かくなる。しかし、JUSTUSSON⁸¹⁾はマルテンサイト葉の大きさが同じであつても、オースフォーム加工度が違うと強度は大きく異なるのでマルテンサイト葉の微細化は強化の主な原因でないことを示した。その後も、Ford Motor研究所の研究者達は同じことを主張している⁹⁾¹⁰⁾。

しかし、DUCKWORTH⁸²⁾⁷⁾は、マルテンサイト葉が25 μ 以下になると強度は顕著に上昇するからマルテンサイト葉の微細化は無視することはできないと述べ、LESLIE⁸²⁾、COHEN⁸³⁾⁸⁴⁾、K. F. HALK⁸⁵⁾は根強く微細化説を強調している。

しかし、田村らの研究¹⁸⁾¹⁴⁾によつてはじめて明らかにされ、その後BROWN⁸⁶⁾、GERBERICH⁸⁶⁾などの多くの研究によつても観察されたようにオースフォームされたマルテンサイトには転位密度がきわめて高い。そして、当然それらの転位には炭化物が極く微細に析出しているだろうことが予測される。これらの転位は、加工されたオーステナイト中から受けつがれるか、あるいはマルテンサイト変態途中または変態後マルテンサイト中に生成されるかいずれかである。加工されたオーステナイトから受けつぐと考える方が好都合であるが、マルテンサイト生成機構がまだ明らかでないので、このような受けつぎが可能であるかどうかは今のところ断定することはできない。しかし、BANERJEE⁸⁷⁾はこのような現象がおこりうるであろうと推測している。いずれにしてもオースフォームされたマルテンサイトは転位密度が高く、これが強化に寄与していることは否定することのできない事実である。

ところが、McEVILY²⁰⁾はオーステナイトを加工したときに炭化物が微細に析出することを主張した。その根拠はオースフォームによる強化は炭素量がある程度存在しなければならぬ。そして、強い炭化物生成元素(Mo, Vなど)が含まれている鋼は強化の度合いが大きい。オースフォームされたマルテンサイト中の炭素量がX線的に少し低く現れた。また、強い炭化物生成元素を含有して焼もどし二次硬化をおこすような鋼をオースフォームして焼もどしすると、オースフォームしないときは300~400°C付近の焼もどしで硬度が一度低下するが、オースフォームするとこのような低下は認められなくなる。これは、オーステナイトを加工したときにすでに二次硬化の原因となる合金炭化物が析出しているからであろう。そして、また、幸にもオースフォームする温度が500°C付近で焼もどし二次硬化をおこす温度と同程度の温度であるからこのような炭化物を析出しても不思議ではない。さらにSCHALLER⁸⁸⁾はマルテンサイト



第13図 オースフォームされたSKD11鋼の焼戻しによる硬度変化¹⁸⁾

はオーステナイトの低角度境界や1000Å程度の炭化物を抱き込むことができることを示し、また、ANSELL⁸⁹⁾はオーステナイト中の転位の周囲に炭素富化域が生じこれがマルテンサイトに受けつがれる理論を発表した。この他McEVILY²⁰⁾、GERBERICH⁸⁶⁾²¹⁾、THOMAS⁸³⁾の準安定オーステナイトのノコギリ状応力-歪曲線の発見と考察によつて少なくとも、V, Moなどの二次硬化をおこさせるような炭化物生成元素を含む鋼では、オーステナイトを加工したときに合金炭化物を多少にかかわらず析出することは事実のようである。しかし、この炭化物生成説に対して、GERBERICH⁸⁶⁾はたとえ炭化物を生成しても、オースフォームによる強化をおこさせるほどの寄与は考えられないといい、また、RAYMOND⁸⁴⁾も同様に炭化物による強化を小さく計算し、やはり強化の主体は転位密度であることを主張している。田村¹⁸⁾はSKD11のオースフォームを行ない、第13図に示すような結果を得た。すなわちオースフォームして焼もどすと300~400°Cの間の硬度低下をおこさないことを再確認した。これは焼もどし前にすでに二次硬化をおこす合金炭化物の析出がおこつていると考えざるを得ない。どの程度強化に寄与しているかどうかは別としてMcEVILY²⁰⁾の主張を支持するものである。さらに最近のTHOMAS⁸³⁾、RAYMOND⁸⁴⁾、PHILLIPS⁸⁵⁾の研究においても炭化物生成元素を含む鋼においては、準安定オーステナイトを加工したときに、変態前にすでに合金炭化物を微細に析出することを認めている。しかし、いずれの研究においても析出炭化物だけが強化の原因であるというのではなく、析出炭化物が転位を増殖し、転位をピンニングし、それらがマルテンサイトに受けつがれることを主張している。そして、これらの析出炭化物や転位などがマルテンサイトに受けつがれる機構については現在の所全くわからない状態である。

なお、ここで注意しなければならないことは、上記のような準安定オーステナイトを加工したときに合金炭化物の析出がおこるのは、Mo, Vなどの強炭化物生成元素を含有する鋼をオースフォームする場合のみにおこる現象である。炭素鋼やNi鋼の場合にはおこらない。

以上の説明と第10図を合せ考えると、炭素量のほとんど含有されていないFe-25%Ni-0.005%C合金のオー

スフォームによるわずかな強化はマルテンサイト葉の微細化と少しの転位密度の上昇によるもので、この場合転位は炭素によつてピンニングが十分にされていないであろう。Fe-24%Ni-0.38%C合金の強化は、マルテンサイト葉の微細化と高い転位密度のためであろう。この場合の転位は炭素原子によつて十分にピンニングされていると思われる。強い炭化物生成元素を含有するH-11鋼の強化は、マルテンサイト葉の微細化、高転位密度（ピンニングされた転位）およびオーステナイトを加工したときに生じた合金炭化物による強化が全部総合しておこつており、その強化度は最も大きいと考えられる。H-11鋼は普通処理では二次硬化をおこすが、オースフォームすると二次硬化はわからなくなり、強度はきわめて高い。これらの考察の中にはオーステナイトの積層欠陥エネルギーについては何一つ考慮されていない。しかし、前にも述べたように積層欠陥エネルギーはオースフォームの効果に影響をおよぼす大きな因子として考えなければならなくなるかも知れない。

以上の強化機構の他に、KELLY⁴¹⁾はオーステナイトを加工することによつてオーステナイトは加工安定化をおこし、Ms点を下げる。このために、変態双晶のないようなマルテンサイトでもMs点が下つて、低温でマルテンサイト変態をするようになると変態双晶を内蔵するようになり、そのために強化すると主張した。田村ら¹⁷⁾はFe-Cr-C合金を用いてオースフォームすると変態双晶を生成するようになり、少しは強化に寄与するかも知れないが、決定的な強化の原因であるとはいえないことを報告した。

一般に強度が上昇すると靱性は低下するものであるが、オースフォームの場合はほとんど低下せず、むしろ上昇する場合さえある¹⁸⁾。これに関しては前の解説¹⁾³⁰⁾にも述べたが現在あまりよくわかっていない。マルテンサイト葉が微細化するためであると考えられているようである³³⁾³⁴⁾。

靱性が低いということは、その材料が破壊しやすいことを意味し、割れの発生およびその成長がおこりにくいときはその材料は靱性が大きい。PHILLIPSら⁸⁵⁾によれば、オースフォームドマルテンサイト中には転位密度が高いがマルテンサイト境界には転位密度が低いので破壊しにくいのであろうと考えている。また、TETELMAN⁸⁶⁾の意見ではオースフォームされたマルテンサイト中の転位はピンニングされておらないで均一に分布していて割れの発生しにくい状態にある。そうすると双晶変形もおこしにくく、また、たとえ割れが発生しても応力を緩和することができるためであらうと述べている。いずれにしてもオースフォーム鋼の靱性についてはいまだナゾである。

筆者の憶測によると、オーステナイトがマルテンサイトに変態するときオーステナイト中の転位がオーステナイト-マルテンサイト境界の進行の間にスクリーニングされ、オーステナイト中のある特定のパーガースペクトルをもつ転位のみがマルテンサイト中に受けつがれ、他は消滅または排除されてしまうと考えると、オースフォームドマルテンサイト中にはある特定のパーガースペクトルをもつた転位のみが存在し、転位の分布配列が特殊な状態となり、そのために靱性がすぐれているのであ

うとひそかに転位のスクリーニング説を考えているが、証拠はいまだ揃っていない。

田村ら⁴²⁾はオースフォームされたFe-Ni-Cマルテンサイトの焼もどしによる組織の変化を観察し、光学顕微鏡でオースフォームされたマルテンサイトははされないものより腐食され難く、透過電子顕微鏡組織では400°C焼もどしによつてもなお転位密度が高く、炭化物は変態双晶および転位上に析出するが、転位上に析出した炭化物は大きく成長せず変態双晶に析出したものは大きく成長する。しかしオースフォームしないものに比較して炭化物の大きさは小さく、析出がおくれている。しかし、何故オースフォームするとこのように炭化物の析出がおくられるかについてはよくわかっていない。次に、硬度測定によつて高温焼もどしまで高い硬度を保持することを示した。これらのことはJUSTUSSONら³¹⁾その他文献⁹⁾¹⁰⁾などにも示されている所である。（電子顕微鏡の抽出レプリカ法では転位上の微細炭化物を認めることができないので少し考えの相違はあるが）すなわち、オースフォームされたマルテンサイト中には沢山の転位が存在し、これらの転位上に炭化物が析出するが、その析出できる位置がきわめて多いため炭化物は微細におびただしい数の微粒となつて析出し、その分布がこまかく密であり、焼もどし温度が高くなつても転位が次第に消滅して、その密度が低下してしまわない限りより高い強度を示すわけである。これに関しBANERJEEら³⁷⁾は変つた面白い意見を出しているがここでは省略する。（文献30）参照）オースフォームされたマルテンサイトの焼もどし挙動は、加工マルテンサイトの焼もどしと似ている点が多い。焼もどし挙動の似ているのは、どちらも転位密度が高いためであらうと考えられるが、機械的性質は非常に違う。オースフォームしたものは強度が上昇して靱性は低下しないが、加工マルテンサイトは靱性が著しく低下する。これは一つの大きなナゾであるが、転位の配列の状態が違うのではないかと考えられる。

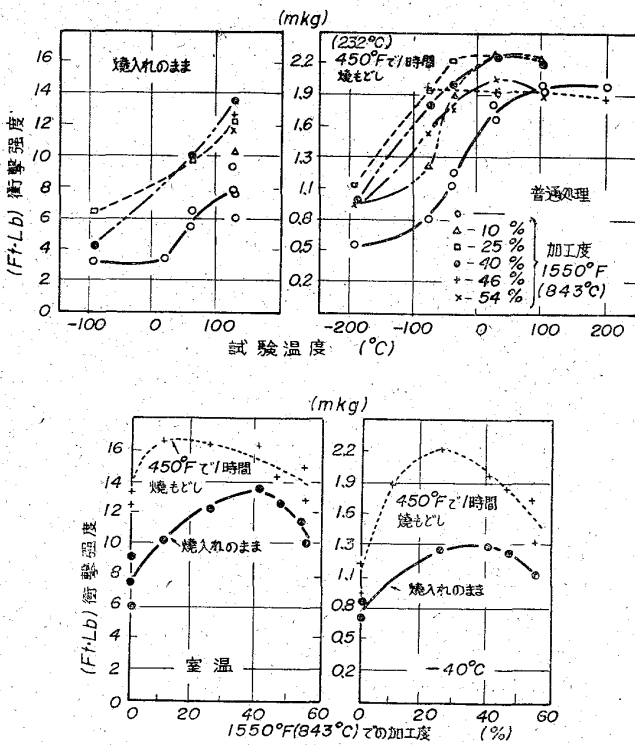
3.4 構造用鋼のオースフォーム

元来、オースフォームは非常に強い構造用鋼の開発のために研究されたもので、構造用鋼についての研究が最も多い。第3表⁴³⁾は荒木⁴³⁾が現在までにオースフォームによつて達し得た強度を多くの論文から拾つてまとめたものである。加工度にもよるが普通処理よりも50kg/mm²程度高い引張強度を示し、最高320kg/mm²程度にも達し、降伏強度も300kg/mm²程度を示し、しかも伸びは数%以上を示している。これらの値は全くおどろくべき値である。しかし、数年前の記録がいまだ更新されていないようである。

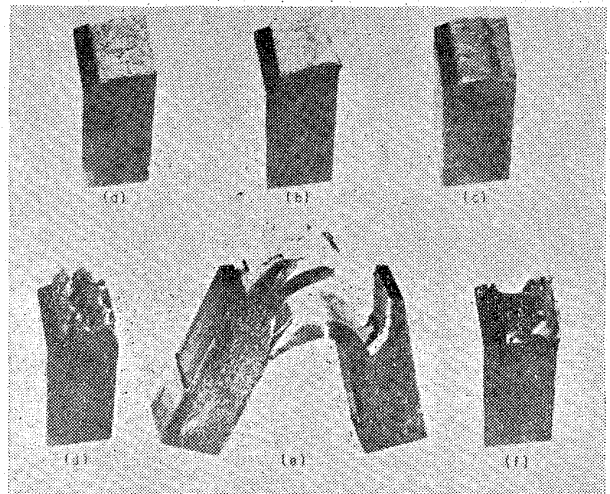
オースフォームすると衝撃値も上昇すると同時に遷移温度が低下する。第14図は4340鋼についてのKULAら⁴⁴⁾の結果である。しかし、前にも述べたようにオースフォームすると方向性がきわめて大となり、加工方向とその直角方向で著しく衝撃値が異なり、直角方向では衝撃値は小さい。（第12図参照）McEVILYら⁴⁵⁾によると、オースフォーム後565°C付近に焼もどした3%Ni-3%Mo鋼は200°C付近できわめて大きな衝撃値を示す（第15図）。破断面の様子をみると写真3のようで、第15図で200°C付近の衝撃値の高いときは竹を折つたときのように

第3表 オースフォームによる機械的性質の向上⁴³⁾

鋼 種	オースフォームの条件			引張強度 (kg/mm ²)		降伏強度 (kg/mm ²)		伸 び (%)	
	加工度 (%)	加工温度 (°C)	焼もどし温度 (°C)	オースフォーム	普通処理	オースフォーム	普通処理	オースフォーム	普通処理
D6A	71	590	—	310	210	230	165	6	10
4340	71	840	—	220	190	170	160	10	10
V48(3%Cr鋼)	90	540	100	310	240	210	155	9	5
V63(3%Cr鋼)	90	540	100	320	225	225	170	8	1
Halcomb 218	50	480	—	270	200	210	160	9	4.5
La Belle HT	65	480	—	260	190	245	170	5	6
Super Tricent	65	480	—	240	220	210	180	10	6
A31(2%Cr-Ni鋼)	93	540	370	260	—	260	160	—	—
A41(2%Cr-Ni鋼)	93	540	370	275	—	275	180	—	—
A47(2%Cr-Ni鋼)	93	540	315	275	—	275	190	—	—
3%CrNi-0.31%C	91	540	330	240	—	210	160	8	—
3%CrNi-0.58%C	91	540	330	310	—	290	230	5	—
Vasco MA	91	590	570	320	220	290	195	8	8
H-11	91	500	540	270	200	245	155	9	10
B12(5%Ni-Cr-0.4%C)	75	540	室温	270	220	195	175	7.5	2
A26(5%Cr-Ni-0.5%C)	75	540	室温	260	210	190	180	9	0
12Cr ステンレス鋼	57	430	—	170	—	140	—	13	—
12Cr-2Ni	80	550	430	165	128	140	100	15	21
12Cr-8.5Ni-0.3C	90	310	—	—	—	180	42	—	—
24Ni-0.38C	79	100	150	—	—	175	135	—	—
25Ni-0.005C	79	260	室温	—	—	98	84	—	—



第14図 4340鋼の衝撃強度におよぼすオースフォームの効果⁴⁴⁾



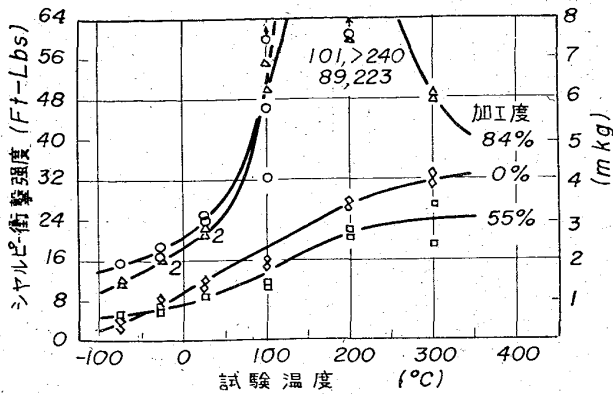
	オースフォーム加工度	焼戻(温度) (°C)	試験温度 (°C)
(a)	0%	315°	-75°
(b)	0%	315°	24°
(c)	84%	315°	25°
(d)	84%	565°	24°
(e)	84%	565°	200°
(f)	84%	565°	400°

写真3 破断面の様相⁴⁵⁾3%Ni-3%Mo 鋼

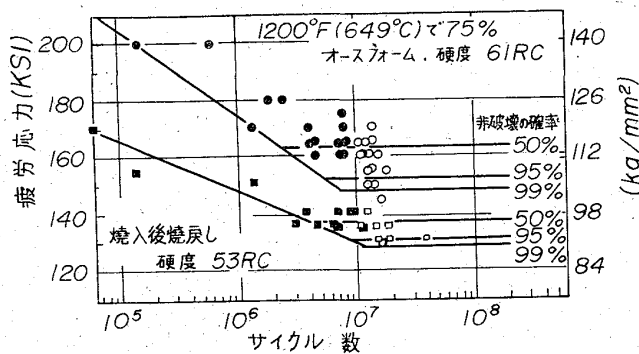
な破断様相を示す。

構造用鋼としては、疲労強度はきわめて重要な性質である。BORIKら⁴⁶⁾が H-11 鋼について行なつた研究によると (H-11 鋼は高温工具鋼であるが、構造用鋼として多く使用される) 第16図に示すように、オースフォームすると耐久限は著しく上昇する。10⁷ サイクルにおける平均耐久限は普通処理のものとは 96kg/mm² 程度であ

るが (50%非破壊確率)、オースフォームしたものは約 115kg/mm² にまで上昇し、この値は過去において得ることのできなかつたもので、耐久限の新記録をマークしたものである。また、耐久限度比 (耐久限/引張強度)に

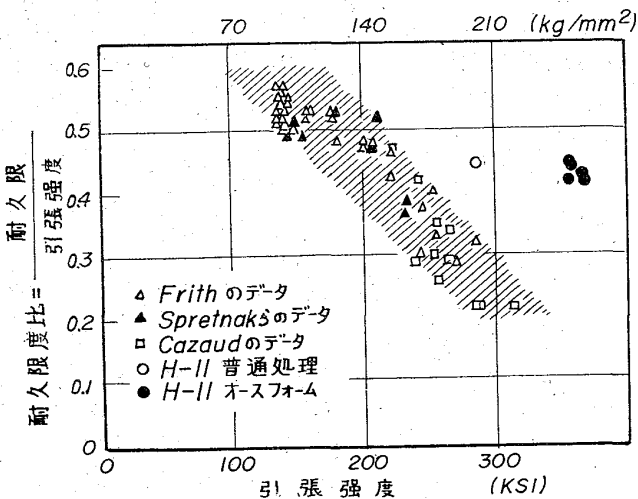


第15図 3%Ni-3%Mo鋼の衝撃値におよぼすオースフォームの影響⁴⁵⁾
オースフォーム後565°Cで焼もどし



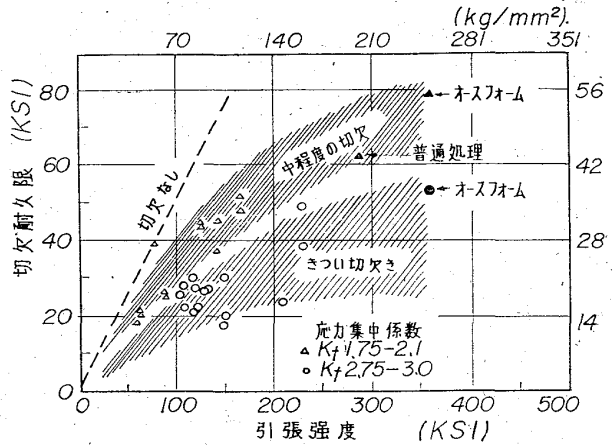
第16図 H-11鋼のS-N曲線におよぼすオースフォームの影響⁴⁶⁾

破壊	破壊しない	
■	□	普通処理 硬度 RC 53
●	○	オースフォーム (649°Cで75%) 硬度 RC 61



第17図 種々な工業用鋼の耐久限度比と引張強度の関係とオースフォームされたH-11鋼の比較⁴⁶⁾

ついてみると、オースフォームしないものでは一般に引張強度の低い 100kg/mm² 程度では 0.45~0.55 程度の高い値を示すが、150kg/mm² 程度になると 0.3~0.4 と下り、200kg/mm² 以上となると 0.2~0.3 に下るの

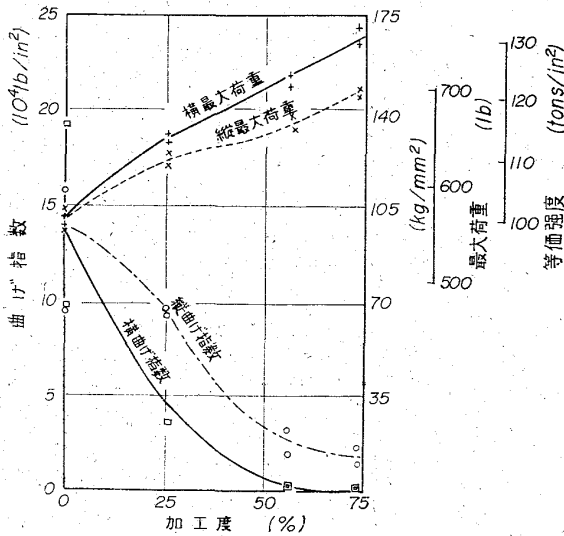


第18図 種々な構造用鋼とオースフォームされた鋼の切欠疲労強度の比較⁴⁶⁾

が普通である。ところが H-11 鋼をオースフォームすると第17図⁴⁶⁾に示すように 250kg/mm² というきわめて高い引張強度レベルにおいてなお 0.4~0.45 の耐久限度比を保持する。これも新記録である。もつとも H-11 鋼は普通処理の場合でも耐久限度比がかなり高い鋼であるけれども、切欠感受性はオースフォームしたものもしないものもほとんど変わらない。そして、第18図⁴⁶⁾に示すように切欠きのあるときでもオースフォームすると最高の耐久限を示す。オースフォーム鋼は 500°F 脆性や焼もどし脆性が現われにくくなる。これも大きな特徴の一つである⁸⁵⁾。

3.5 ステンレス鋼のオースフォーム

オースフォームの研究に 12% Cr ステンレス鋼 (0.2% C 程度を含むマルテンサイト系ステンレス鋼) がよく使用されているが⁴¹⁾⁴⁸⁾³⁶⁾³⁷⁾, Ms 点が低く実験が容易であるためにオースフォームそのものの研究に採用したケースが多く、特にステンレス鋼の強度上昇の実用化の意味で研究したものは少ない。細井⁴⁷⁾は 12% Cr ステンレス鋼を用いてオースフォームを行ない、1% 加工当り約 0.5kg/mm² 程度の強度上昇があり、靱性は低下するが 400°C 付近に焼もどしすると強度はあまり低下せず靱性がかなり上昇することを認めた。さらに細井⁴⁸⁾はこの鋼のオースフォームによるクリープ破断強度、耐食性などについてくわしく研究した。それによると、オースフォームされたものは低温ではクリープ破断強度は高いが、500°C 以上ではオースフォームしないものと同程度あるいは少し劣るような値を示している。また、耐食性は 450°C でオースフォームしても低下しない。しかし、オースフォームする温度が 650°C にも高くなると耐食性は悪くなる。また 550°C に焼もどしすると著しく悪くなる。一般に Cr 鋼は焼もどし二次硬化をおこさないと考えられているが、細井⁴⁸⁾はオースフォームすると二次硬化をおこすようになるといっている。しかし、その硬化温度が低いので (450°C 付近) 残留オーステナイトの効果かも知れない⁴⁹⁾。一般にオースフォームすると加工度が大きいので加工安定化をおこして残留オーステナイトは多くなる⁵⁰⁾。しかし、オースフォームされた 12%Cr ステンレス鋼を焼もどしによつてこのような硬化をおこす温度に焼もどすことによつて好ましい



第19図 オースフォームされた 12Cr 鋼の 550°C 焼戻し曲げ試験値³⁶⁾

機械的性質が発揮されるようである³²⁾。

BROWN³⁶⁾は、12%Cr 鋼を 550°C でオースフォームして 550°C で 30min 焼もどし曲げ試験を行なうと、第19図³⁶⁾に示すように加工度の増加に従って強度は上がるが曲げ指数は大きく低下する。しかも方向性が強く、横方向の曲げ指数は特に低い。ここに曲げ指数とは $\frac{3d(M-l)}{2wt^2}$ で示され (Allison 曲げ試験)、 d は曲げ支点間の距離、 t は試片の厚さ、 w は試片の巾、 M は曲げ試験の最大荷重、 l は急速に割れが進行を開始する点の荷重である。この指数が大きいほど靱性が大きく割れが進行しにくいことを意味し、好ましい。オースフォームすると、この値が下るのでロケットモータケースやその他の圧力容器などにオースフォームを応用することは非常に注意せねばならない。しかし、これは12%Cr 鋼だけの現象であるのか、オースフォーム鋼に共通した性質であるのかは現在のところわからない。

FLOREEN⁵²⁾は 15.5%Cr, 7%Ni, 0.07%C および 18.5%Cr, 12%Ni, 0.02%C (オーステナイト系) ステンレス鋼を用いてオースフォームによる強化と室温加工による強化を比較した。これらの室温加工は変態途中の加工 (Ia処理) となり 15.5%Cr, 7%Ni 鋼ではマルテンサイト量が非常に多いが (Ms 点は大体室温) 18.5%Cr, 12%Ni 鋼では Ms 点低く室温加工しても生成するマルテンサイト量は非常に少ない。この研究によつて彼らはステンレス鋼の強化には変態途中の加工の方が効果的であることを示した。これは炭素量が非常に低いのでオースフォームの効果は少なく、当然の結果といえることができる。また、一般に強度だけでいえば、オースフォームよりも変態途中の加工あるいはマルテンサイトの加工の方が強度上昇は大きい、靱性が著しく低下する。しかし、FLOREEN らの試片では C 量が少ないので、変態途中の加工を施して靱性は低下してもその度合は比較的低いので、実用的に支障のない範囲でかなり強度を上げることができるわけである。

3.6 マレイジング鋼のオースフォーム

マレイジング鋼は C 量を少なくして Ni, Co, Mo など

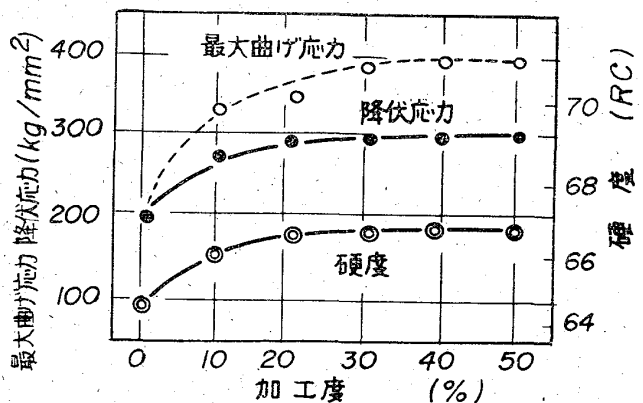
の合金元素を多量に添加して、炭素によるマルテンサイトの脆性を除き、金属間化合物などの析出によつて強度を上げることを基本とした材料である。このように炭素量の低い (0.01%内外) 鋼はオースフォームしてもほとんど強化作用は認められないのは当然である。これに関して、BUSH⁵³⁾, KULA⁵⁴⁾の研究があるが、オースフォームによる強度上昇は非常にわずかである。

3.7 工具鋼のオースフォーム

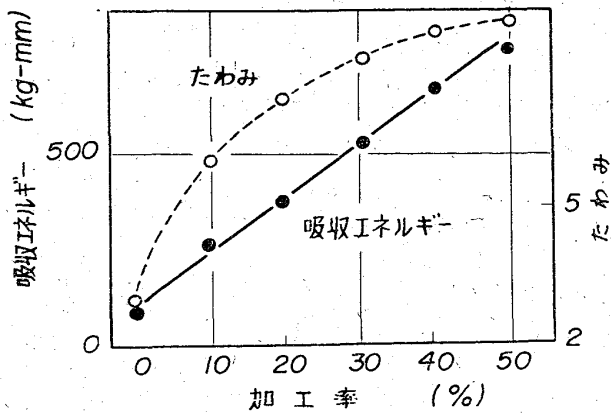
前述のように、炭素量が 0.6% 以上になるとオースフォームによる強化は少なくなり、工具鋼のような高炭素鋼においてはあまり強度の上昇は期待できないが靱性の上昇がある程度予期されると同時に合金元素が添加された鋼ではある程度の強度上昇も期待できる。合金元素の種類と量が問題である。

田村¹⁸⁾はこのように見解のもとに SKD1, SKD11, SKH2, SKH4A, SKH9 を用いてオースフォームの効果について研究した。SKD1 は最も単純なダイス鋼で合金元素として Cr だけを含み、炭素量が 2% もあり最も高い。SKD11 は Mo, V を含むダイス鋼で、SKH2 は W-高速度鋼であり、SKH4A は SKH2 に Co が添加されたものである。SKH9 は Mo-W-高速度鋼である。これらをオースフォームした結果、SKD1 はオースフォームしても強度および靱性にほとんど効果はなかつた。SKD11 は 50% オースフォームで強度、靱性共に上昇する。特に靱性は 30% ほど上昇する。SKH2 では強度はわずかに上昇し、靱性はかなり上昇する。SKH4A では強度はほとんど上昇せず、靱性がわずかに上昇する。SKH9 では 50% オースフォームで硬度は RC2 だけ上昇して 66.5 を示し、曲げ降伏強度は 100kg/mm² 上昇して 300kg/mm² に達し、破断強度は 2 倍の 400kg/mm² を示した。また、曲げ試験のたわみは 2.5 倍となり、吸収エネルギーは約 7 倍の 750kg-m にも達した。(第20図¹⁸⁾, 第21図¹⁸⁾) このように炭素量の高い鋼においては、Cr だけを含有する鋼ではオースフォームの効果は現れず、Mo, V, W などの強い炭化物生成元素を含むと強度、靱性共に上昇する。Co はオースフォームの効果は少なくし、Mo の効果は顕著である。

これらの合金元素の効果は THOMAS⁸³⁾, PHILLIPS⁸⁵⁾の研究からも納得できることであるが、高炭素鋼の場合



第20図 SKH9-高速度鋼のオースフォームによる硬度、強度、の上昇¹⁸⁾ (570°C 焼戻し)



第21図 SKH9 高速度鋼のオースフォームによる靱性の上昇¹⁸⁾(570°C焼もどし)

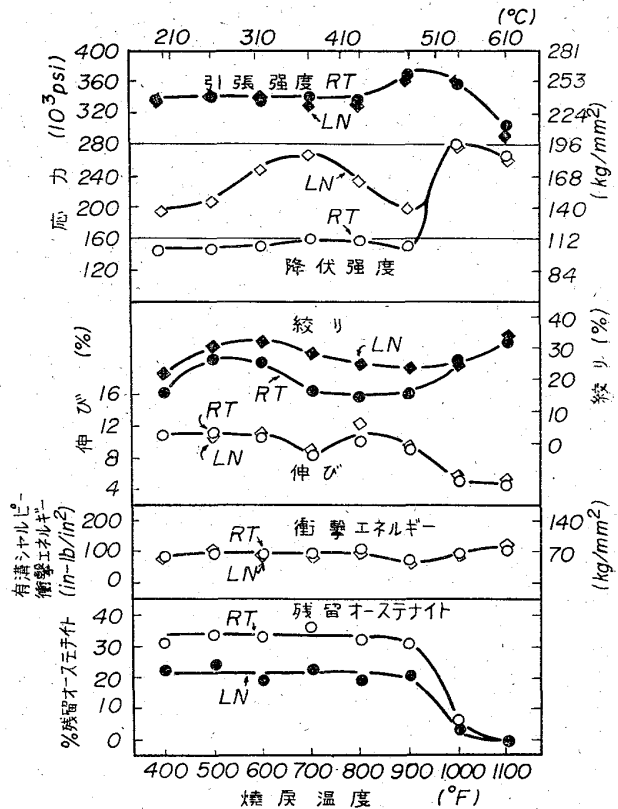
合は特に複雑であるので合金元素の作用について、より詳細に地道に研究する必要があるようである。SHTEINBERGら⁸¹⁾は工具鋼のオースフォーム(400°Cでスエージング)による切削性の向上について研究し、15%オースフォームで切削性およびその耐久性の向上を認めなが、加工度を30%に上げてても特に大きな効果を認めなかつた。また、加工焼入に相当する900°Cにおける加工も行なつたが効果は400°C加工より少なかつた。

TOTHら⁵⁵⁾は0.35%C, 5%Cr, 1%Si, 1.35%Mo, 1.25%W, 0.35%Vの高温工具鋼を、近藤ら⁵⁶⁾は高速度鋼をねじりによつてオースフォームした。ねじり加工の場合、表面部が最も大きく加工され、中心部には加工がおよばない。それゆゑ、表面部にはオースフォームの効果が十分に発揮されるが中心部は効果が認められない。しかし、棒全体を平均して強度、硬度は上昇した。またねじり加工のとき右方向にねじつて後左方向にもどすような加工をするとオースフォームの効果は少し減少する。また、ねじりによる加工の流れの方向は試片(棒)の軸とある角度をなしているため軸方向の試片の試験を行なうと靱性は劣つて現われる。圧延のときの横方向試片と同じような影響がでるわけである。しかし、いずれの研究においてもオースフォームの効果は認められている。H-11鋼も高温工具鋼であるが、すでに前に述べた。なお、文献⁸²⁾には種々な実例および新しい方向が示されている。

3.8 オースフォームの実施例

オースフォームを実際に応用した例はあまり学術雑誌に発表されないのてくわしいことはよくわからないが、ロケット、宇宙船、兵器、航空機、車輛、自動車などにはかなり応用されている様子であり、自動車のエンジンのピストンピン、コネクティングロッド、板バネなどにも用いられているようである。

たとえば⁵⁷⁾、オースフォームしたD6A鋼(0.47%C, 0.73%Mn, 0.29%Si, 1.02%Cr, 1.05%Mo, 0.56%Ni)で8枚重ね136ポンドの板バネを作り、トラックのバネとして使用したところ、普通処理したAISI5160の17枚重ね196ポンドの板バネと同程度の性能があつた。また、オースフォームしたH-12鋼で作つたパンチは普通処理のものより長持ちした。(12,000個から25,000個に上昇)D6-AC(組成は前掲した)で作つた歯



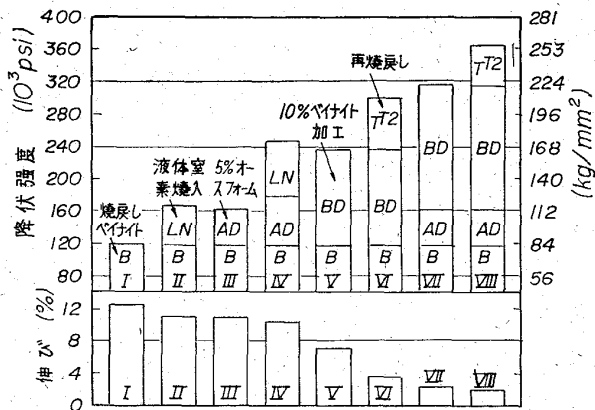
第22図 H-11 鋼のオースフォームドベイナイトの焼戻しによる諸性質の変化⁵⁸⁾

車もハンマーでオースフォームしたものは硬くてしかも歯の根は靱性が高かつた。PHILLIPSら⁸³⁾によると、安価な鋼をオースフォームすることによつて秀れた性質をうることが一般的に言つて最も有効なことであつて、3~4%Mn, 1~3%Siを含む鋼をオースフォームして高張力線、ボルト、スプリングなどに使用すれば有効であろう。また、シャフトやフランジには6%Mn-3%Cr-1.5%Si鋼などがよいといつている。

4. オースフォームドベイナイトおよびパーライト(Ic処理)

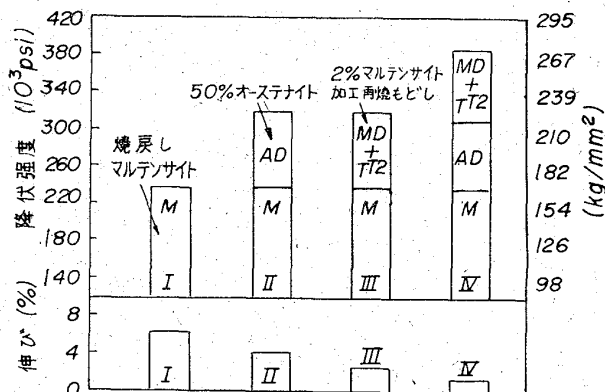
4.1 オースフォームドベイナイト

従来、準安定オーステナイトを加工した後、ベイナイトまたはパーライト変態をおこさせることはあまり機械的性質の向上にならないと考えられていたり。しかし、最近KALISHら⁸⁴⁾はH-11鋼に8種の加工熱処理を施して研究した結果、オースフォームド(ausformed)ベイナイトの性質が非常にすぐれていることを発表した。H-11鋼を1850°F(約1010°C)でオーステナイト化し、900°F(480°C)で50%加工して後550°F(290°C)で4hr保つてベイナイト変態させたものを室温まで冷却(RT)または液体窒素温度に冷却(LN)し焼もどしてゆくと第22図に示すように、引張強度は普通のマルテンサイトよりも強く(オースフォームドマルテンサイトには劣る)降伏強度は少し低いとその代り伸び、絞りは大きい。衝撃値はマルテンサイトに少し劣る。第23図⁸⁵⁾は種々な処理を施したベイナイトの降伏強度と伸びを示したもので



No.	処理法	オーステナイト化温度 °F	オーステナイト化温度 °C	オースフェライト加工度	ベイナイト化温度 °F	保持時間	最低到達温度	焼戻し温度 °F	焼戻し温度 °C	ベイナイト加工度	再焼戻し温度 °F
I	B	1850	1010	—	550	4hrs	RT	550	288	—	—
II	B	1850	1010	—	550	4hrs	LN	550	288	—	—
III	AB	1850	1010	50%	550	4hrs	RT	550	288	—	—
IV	AB	1850	1010	50%	550	4hrs	LN	550	288	—	—
V	BS	1850	1010	—	550	4hrs	RT	550	288	10%	RT
VI	BS	1850	1010	—	550	4hrs	RT	550	288	10%	550
VII	ABS	1850	1010	50%	550	4hrs	RT	550	288	10%	RT
VIII	ABS	1850	1010	50%	550	4hrs	RT	550	288	10%	550

第23図 種々な加工熱処理による H-11 ベイナイトの引張性質の比較⁵⁸⁾



No.	処理法	オーステナイト化温度 °F	オーステナイト化温度 °C	オースフェライト加工度	最低到達温度	焼戻し温度 °F	焼戻し温度 °C	マルテンサイト加工度	再焼戻し温度 °F
I	M	1850	1010	%	RT	550	288	%*	—
II	AM	1850	1010	50%	RT	550	288	—	—
III	MS	1850	1010	—	RT	550	288	2%	550
IV	AMS	1850	1010	50%	RT	550	288	2%	550

*引張加工

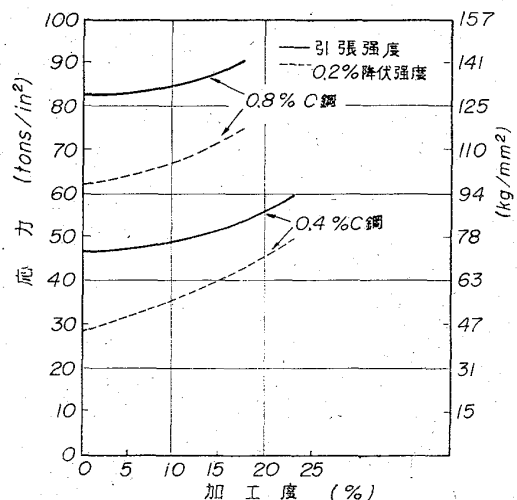
第24図 種々の加工熱処理による H-11 マルテンサイトの引張性質の比較⁵⁸⁾

ある。I, II は単にオーステンパーによつてベイナイト組織にしただけのもので、II は液体窒素に深冷したものである。III, IV はオースフェライトベイナイト、V, VI はベイナイトにしたものを焼もどし後加工（加工ベイナイト）したものとそれを再焼もどしたもので、VII, VIII はオースフェライトベイナイトを焼もどしそれから加工したものとさらに再焼もどしたものである。また、第24図⁵⁸⁾は種々な処理をしたマルテンサイトの降伏強度

と伸びを示している。I はマルテンサイトを 550°F (290°C) に焼もどしたもので、II は50%オースフェライトマルテンサイトを 550°F (290°C) に焼もどしたもので、III は550°F (290°C) 焼もどしマルテンサイトを 2% 加工し、550°F (290°C) で再焼もどしたもので、IV はオースフェライトマルテンサイトを焼もどし後2%加工し再焼もどしたものである。第23図と第24図を見るとどちらもベイナイト系のは強度はマルテンサイト系に劣るけれども伸びはすぐれている。しかもベイナイト系でも200kg/mm²以上の強度は十分に得られる。ただ衝撃値がそんなにすぐれない点に気がかかる。それでも十分に実用できる範囲内である。今後の一層の研究、特にオーステンパー用鋼についての研究が望まれる。

4.2 オースフェライトパーライト

普通ピアノ線やワイヤーロープ素線はパテンティングによつてソルバイト組織にして後、伸線する(IIIc処理)。ARM-STRONG⁵⁹⁾ はパテンティングの鉛浴の中にダイスを置いてオースフェライト、その温度で等温変態をさせてオースフェライトパーライト(ソルバイト)組織とし、それを室温で伸線することによつてすぐれた性質をうることに成功した。0.42% C, 0.18% Si, 0.70% Mn, 0.06% Cr と 0.82% C, 0.24% Si, 0.51% Mn, 0.09% Cr の2種類の線材を 540°C でオースフェライト変態をおこさせると加工度に応じて第25図に示すように強度は上昇する。0.4% C のものが強度上昇が大きい。0.4% C 線材のオースフェライトパーライト組織をみると写真4のようである。(a)はパテントした組織であり、(b)は



第25図 鋼線の引張強度におよぼすオースフェライトパーライトの影響 (540°C でオースフェライト、その温度で変態)⁵⁹⁾

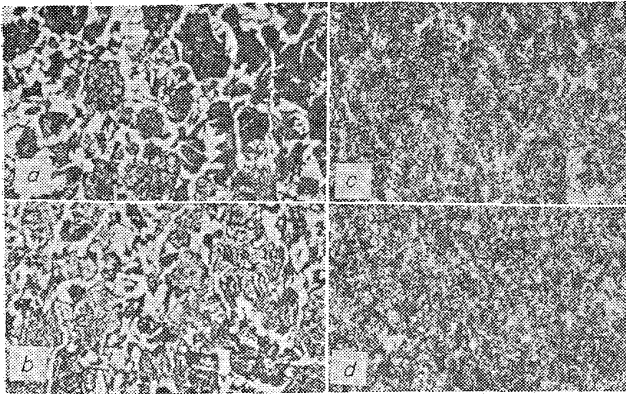
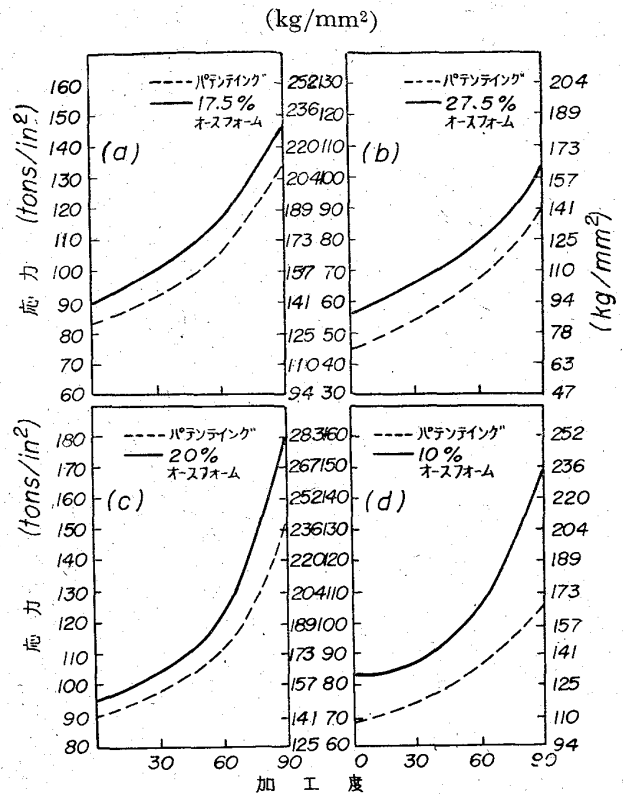


写真4 0.4% C 鋼線のオースフォームによる組織の微細化⁵⁹⁾。(オーステナイト化温度950°C, 加工および変態温度 540°C, 2%ナイトール腐食 ×500) 2/5

13.4% オースフォーム, (c) は 20% オースフォーム, (d) は22.5%オースフォーム組織である。20%以上オースフォームするとパテントしたものよりも明らかに微細な均一組織となることがわかる。前述のように, オースフォームによる強化に寄与しているものは光学顕微鏡では認められないような微細組織の変化であるが, オースフォームドパーライトの場合は明らかに光学顕微鏡でその微細化が認められる。オースフォームの温度を450°Cに下げると0.4% Cの場合あまりよいデータは得られていないが, その原因はよくわかっていない。炭素鋼であるので変態が早く, オースフォーム処理が比較的むずかしいわけである。このようなオースフォームドパーライトを室温で伸線すると第26図のように強度は上昇し, パテントしたものよりも明らかに高い強度がえられている。すなわちすぐれたピアノ線がえられることを示している。しかし, ピアノ線やワイヤーロープ素線としては捻回値や疲労強度が非常に重要な性質であるので今後の突込んだ研究が待たれるが, この研究はオースフォームドパーライトの性質がすぐれていることおよび炭素鋼のオースフォームに対して新しい知見を与えた点で高く評価することができる。



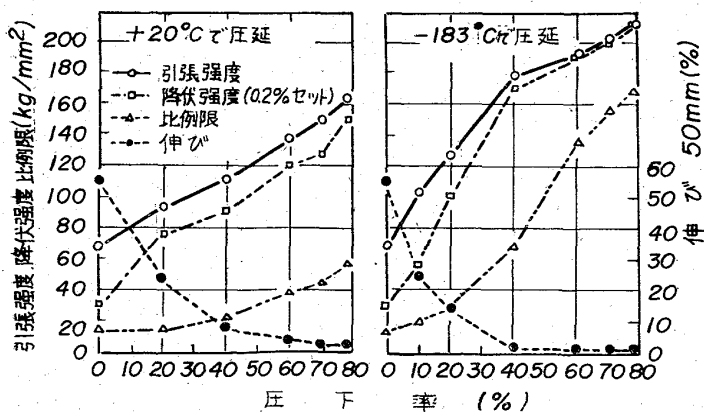
(a) 0.8% C 鋼, 540°C でオースフォーム
 (b) 0.4% C 鋼, 540°C でオースフォーム
 (c) 0.8% C 鋼, 450°C でオースフォーム
 (d) 0.4% C 鋼, 450°C でオースフォーム

第26図 オースフォームおよびパテントした鋼線の引張強度におよぼす冷間加工(伸線)の影響⁵⁹⁾

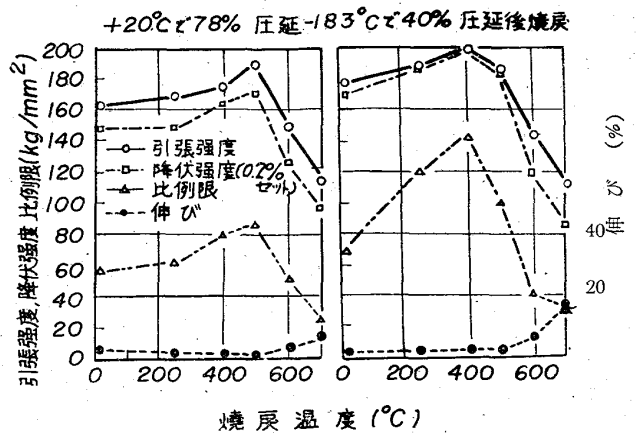
5. 変態途中の加工 (IIの処理)

変態途中の加工としては第1表に示すようにマルテンサイト変態途中の加工とベイナイトまたはパーライト変態途中の加工の2つに分類されるが, 後者については新しい研究は見当たらない

オーステナイトを Md 点以下で加工するとマルテンサイトを生成しながら変形してゆく。そして, 著しい強

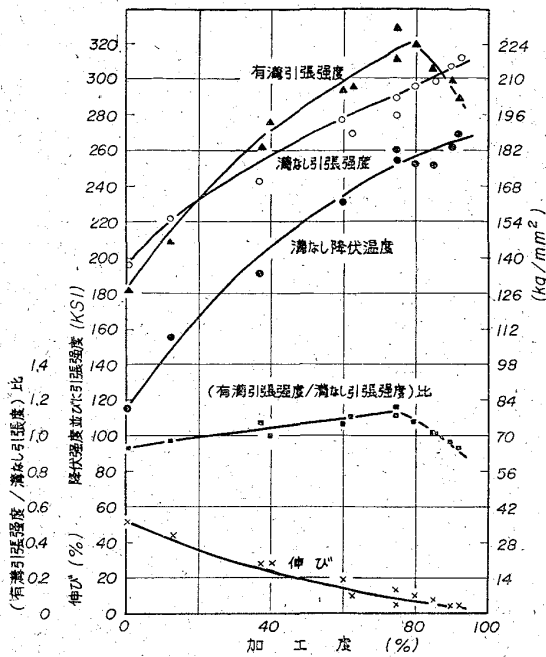


第27図 (a)



第27図 (b)

18-8ステンレス鋼の引張性質におよぼす圧延温度および加工度の影響と焼戻し効果⁶⁰⁾



第28図 310 型ステンレス鋼の低温加工(液体水素中) { $-423^{\circ}\text{F} (-253^{\circ}\text{C})$ } による機械的性質の変化⁶¹⁾

化をとまなうことはよく知られている現象である²⁵⁾。ハッドフィールド鋼 (12%Mn, 1.2%C) はその典型的な例である。小高⁶⁰⁾は 18-8 系ステンレス鋼を室温および -183°C で加工すると第27図に示すように強度が上昇することを示している。加工度が上昇すると強度は上昇し、伸びは急激に低下する。加工温度が低くなるとこの傾向が著しくなり、 -183°C で 40% 以上加工すると伸びは 2~3% に減少してしまいが、強度は 180~200kg/mm² に達し、降伏強度と引張強度は一致してしまう。さらに焼もどしを行なうと焼もどし温度が 500°C 付近まではさらに強さを増し、500°C をすぎると強度は低下し、伸びは上昇をはじめ。CHRISTIAN⁶¹⁾は 310 型ステンレス鋼の低温加工の研究を行ない第28図のような結果を得ている。310 型鋼は Ms 点が低いので液体水素温度 (約 -253°C) で加工しても少ししかマルテンサイトを生成しない。靱性は加工温度にあまり影響されず、主として加工度の上昇によって低下する。切欠きによって強度は影響されない。カップテストによる加工性は加工度が上ると低下する。

オーステナイトの積層欠陥エネルギーの高い鋼 (Fe-Ni 合金など) では加工安定化が著しく、加工によってマルテンサイト変態の誘発されることが少ない⁶²⁾⁶³⁾ばかりではなくオーステナイトの加工硬化度も低いので変態途中の加工はそんなに効果的ではない。それゆえ、主としてステンレス系の Cr を含む鋼および Mn 鋼のような積層欠陥エネルギーの低いオーステナイトをもつ鋼にこの処理が応用される。積層欠陥エネルギーの低いオーステナイトを加工すると容易に積層欠陥を生成して加工硬化が著しいばかりではなく、積層欠陥の生成によって hcp の ϵ -マルテンサイトの生成が誘発され、その ϵ -相から、あるいは ϵ -相の生成によって α' -マルテンサイ

トが誘発される^{22)24)25)64)~67)}。さらに双晶も生成される⁶⁷⁾⁶⁸⁾。これによって強化し、さらにこれらの変態生成物が加工硬化する。そのために変態途中の加工はきわめて強化に有効である。そして加工温度が低いほどオーステナイトの加工硬化が大きく変態もよく進行するので効果的である。ステンレス鋼の場合は Ms 点が室温以下であるので室温以下で加工する。それゆえこの処理をサブゼロ加工と呼ぶことがある。この場合 Ms 点の高いステンレス鋼ほど強化が大きい。この処理は C 量の少ない鋼 (0.1%C 以下) の強化に有効であり、このような場合にはオースフォームの効果は非常に少ない。FLOREEN⁵²⁾は前にも触れたように、15%Cr-7%Ni ステンレス鋼の強化にはオースフォームよりも冷間加工の方が有効であることを報告している。

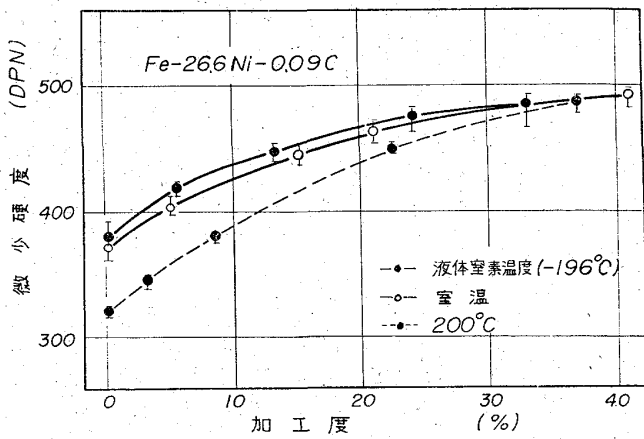
それにしても、C 量が 0.1% 以下で強度が 200kg/mm² (第27図, 28図) にも達するということは驚くべきことであり (1%加工当り 1.5kg/mm² ほど上つている) さらに焼もどしによって強化するわけでのその強化の機構については今一層の研究が必要であるように思われる。その意味で ϵ -相の挙動の解明が待たれる。

6. マルテンサイトの加工 (IIIa処理)

一般に鉄系マルテンサイトは非常に硬くて脆いが、C 量が低いとかなり靱性があり加工も可能になる。そしてこのような低炭素マルテンサイトを加工することによって強い材料を開発しようとする試みがなされている。マルテンサイトを加工すると一般に加工硬化が著しく、加工後焼もどし (200°C 付近) を行なうと一層強化する。しかしながら、マルテンサイトの加工による硬度変化はマルテンサイト晶内の格子欠陥の種類によって違ってくる。

マルテンサイト晶には、転位、双晶欠陥 (変態双晶)、積層欠陥などの格子欠陥が存在し、普通は多少にかかわらずこれらの欠陥が共存するものであるが、合金によって主として存在する格子欠陥が決まっているようである。たとえば、Fe-30%Ni 合金マルテンサイトには転位も存在するであろうが、主として変態双晶が存在する。それらは透過電子顕微鏡によって明瞭に認められる⁶⁹⁾。このような観点からマルテンサイトを分類すると、Fe-Ni, Fe-Ni-C 合金のマルテンサイトおよび高炭素鋼のマルテンサイトには変態双晶が存在し、Cr 鋼, ステンレス鋼, Mn 鋼, 低炭素鋼などのマルテンサイトには転位が存在する。積層欠陥エネルギーの高いオーステナイト (Fe-Ni 合金など) から生成されるマルテンサイトには変態双晶が存在し、このエネルギーの低いオーステナイト (ステンレス鋼など) からのマルテンサイトには転位が存在するという事は、理由はわからないが面白いことである。Cu-Al マルテンサイトには積層欠陥の存在することは認められている⁶⁹⁾、鉄系マルテンサイトには典型的な例は見当たらない。Fe-Mn 系マルテンサイトには hcp の ϵ -相マルテンサイトが生成される。この ϵ -マルテンサイトの中には積層欠陥がある⁷⁰⁾。

変態双晶の存在する Fe-Ni-C マルテンサイトについて、RICHMEN⁷¹⁾は室温加工してその変形の様相を研究し



第29図 Fe-26.6%Ni-0.09%Cマルテンサイトの加工による硬度変化⁷²⁾ (荷重 50gr)

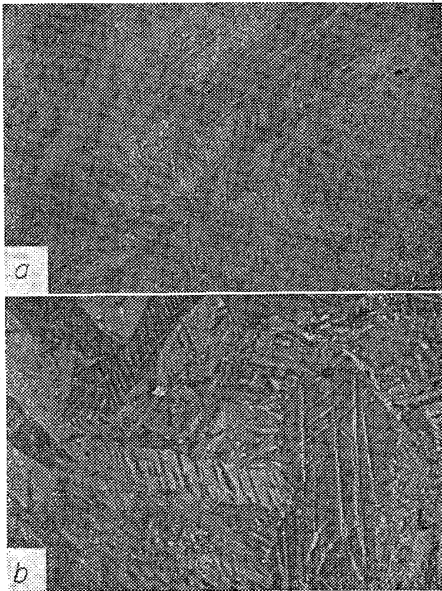
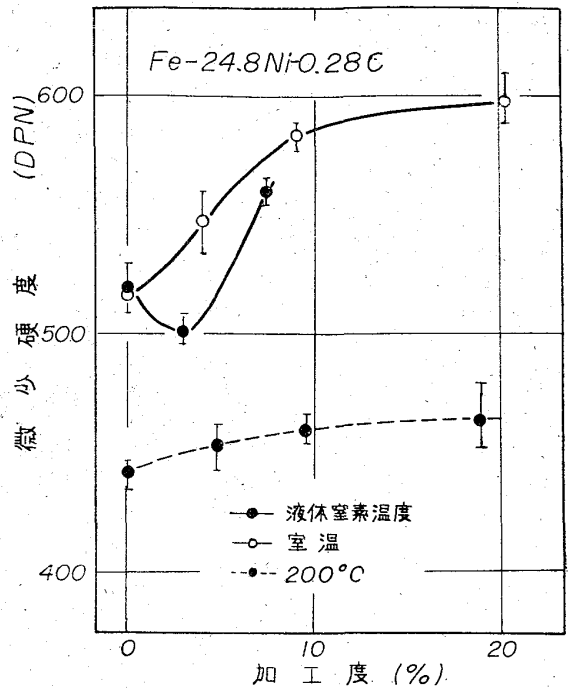


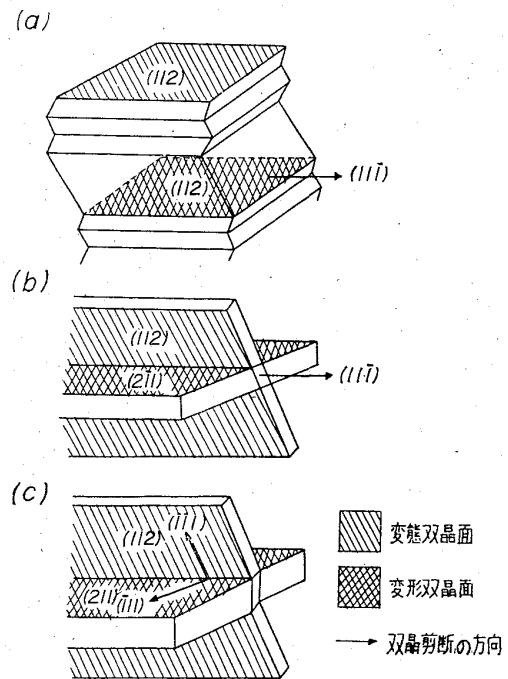
写真 5

- (a) Fe-24.75%Ni-0.28%C マルテンサイトの 200°C, 19%加工組織⁷²⁾ (×400, 電解研磨後塩酸ピクラール腐食) (3/5)
- (b) Fe-24.75%Ni-0.28%C マルテンサイトの -196°C, 20%加工組織⁷²⁾ (×800, 電解研磨後塩酸ピクラール腐食) (3/5)

た. それによると, C 量が 0.05% または 0.1% 以下ではすべりで変形し, 0.1~0.4%ではすべりと双晶で変形し, 0.4% 以上では双晶で変形することを認めた. 田村ら⁷²⁾はさらに加工温度を変えて観察すると同時に加工による硬度変化を測定した. それによると, Fe-26.6%Ni-0.09%C マルテンサイトは 200°C, 室温および液体窒素温度 (-196°C) のいずれの温度で加工してもすべりで変形し, 硬度変化は第29図に示すように普通の加工硬化曲線を示した. Fe-24.75%Ni-0.28% マルテンサイトでは 200°C で加工するとすべりで変形し, 室温で加工するとすべりと双晶で変形し, -196°C で加工すると主として双晶で変形した. 200°C と -196°C で加工したときの光学顕微鏡組織を写真5に示す. そして, このときの硬度変化を第30図に示す. 変態双晶のあるマルテ



第30図 Fe-24.8%Ni-0.28%Cマルテンサイトの加工による硬度変化⁷²⁾ (荷重 50gr)



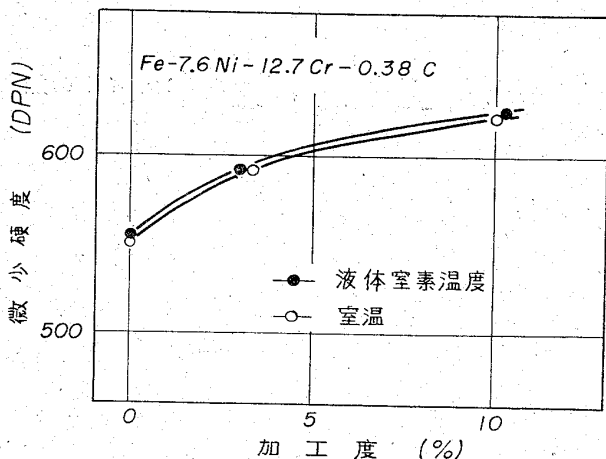
第31図 変態双晶と変形双晶の3つの相互関係⁷³⁾

ンサイトが双晶で変形すると数%の加工で加工軟化をおこし, 軟化後さらに加工すると著しい硬化をおこす. これが顕著なる特徴である. Fe-19.4%Ni-0.6% マルテンサイトでは 200°C 加工ではすべりをおこし, 室温および -196°C では双晶で変形し, 双晶変形した場合加工軟化をおこした.

さらに田村ら⁷³⁾は変態双晶と変形双晶との間の関係を明らかにし, 加工軟化の原因を考察した. すなわち Fe-



写真6 Fe-27.6%Ni-0.44%Cマルテンサイトの加工による変態双晶の消滅 (Detwinning) を示す. 透過電子顕微鏡組織⁷³, (a') はC部の拡大写真で, 変態双晶の巾が約600Åに広がっていることを示す.



第32図 Fe-7.6%Ni-12.7%Cr-0.38%C マルテンサイトの加工による硬度変化⁷²⁾

27.6% Ni-0.44% C マルテンサイトを加工して透過電子顕微鏡法で研究した結果, 変態双晶と変形双晶の間には第31図に示すように(a)双晶面も双晶剪断方向も同じ場合, (b)双晶面が異なり剪断方向が同じ場合, および(c)双晶面も剪断方向も異なる場合があり, (a)が最もおこりやすく加工初期におこり, このような双晶変形によつてその部分の変態双晶は消滅 (Detwinning) する. そのため加工軟化がおこるのであると説明した. 写真6は約200Åの間隔で存在している変態双晶が双晶変形のために一部消滅して約600Åの間隔になることを示す透過電子顕微鏡組織である.

田村ら⁷²⁾はさらに転位を格子欠陥とする Fe-7.58%Ni-12.7%Cr-0.38% C マルテンサイトを室温および-196°Cで加工するとすべてすべりで変形し第32図のように普通の加工硬化曲線を示すことを報告した. また積層欠陥のあるCu-Alマルテンサイトも普通の加工硬化曲線を示し, このマルテンサイトは比較的軟くて加工硬化度も比較的小さいにもかかわらず非常に割れやすく, 10%以上の加工で容易に割れてしまうことを示し, これは Stair

rod 不動転位に転位が堆積して応力が集中するためであろうと考察した.

実用鋼のマルテンサイト内にどのような格子欠陥があるかということについてはいまだ十分に解明されていないが, 部分的に変態双晶の存在することも考えられるので⁷⁴⁾⁷⁵⁾, 加工軟化に十分注意せねばならない. 加工マルテンサイトの上下降伏点の現われる現象および実用鋼マルテンサイトの加工については BREYERら⁷⁵⁾¹⁾ 以後の研究は見当らない. 加工マルテンサイトの焼もどしについても新しい研究は見当らないが, WILSON⁷⁶⁾や BREYERら⁷⁵⁾によつて示されているようにε-炭化物, セメントイト, 合金炭化物の析出挙動が普通焼入マルテンサイトを焼もどしするときと非常に違つており, 是非解明しなければならない問題である.

LESLIEら¹²⁾は, Fe-32%Ni および Fe-23%Ni-0.6% C マルテンサイトに 170 および 270 kbar の衝撃波を-196°Cで与えたところ, 残留オーステナイトの量はほとんど変化せず, マルテンサイトには沢山の細かい双晶が発生した. しかし, 変態双晶との関連については何も触れていない. 組織では転位密度も高くなつていように見受けられる. (写真7)また, 室温で衝撃波を与えるとオーステナイトにマルテンサイト的に変態し, それがまたマルテンサイトに変態するが多くのオーステナイトを残留する. 写真8(a)はFe-32%Ni合金を-195°Cに深冷したときの普通の組織であり, (b)はこれに室温で衝撃波を与えたときの光学顕微鏡組織である. 衝撃波を与えると, きわめて腐食されやすくなる. これはもとのマルテンサイト葉の形を保持しているけれども, 衝撃波によつて一度オーステナイトに変態して再びマルテンサイトになつたもので, 1枚の葉と思われれる中に多くの残留オーステナイトがあるためである.



写真7 -195°Cで270kbarの衝撃荷重を与へたFe-23%Ni-0.6% C マルテンサイトの透過電子顕微鏡組織¹²⁾

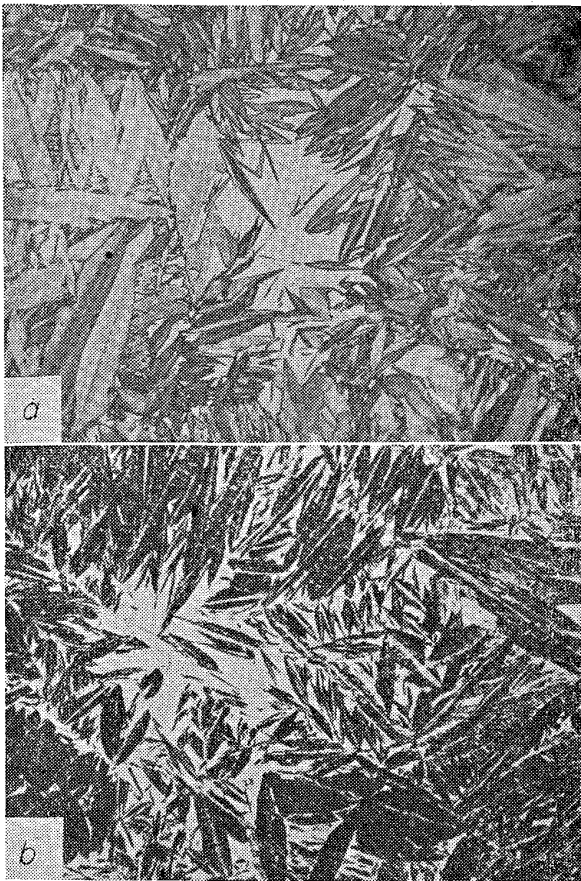


写真 8

- (a) Fe-32%Ni合金における普通のマルテンサイト¹²⁾
(-195°Cまで冷却, 12% 残留オーステナイト
×500 DPH 241 光学組織)
- (b) Fe-32%Niマルテンサイトに室温で 270kbar の
衝撃荷重を与えたときの組織¹²⁾(×500 PHD
292 光学組織) (1/2)

そして、衝撃波によつて変態したオーステナイトの中には細かい双晶が{111}_r面に沢山存在する。疑はしき点も多いが面白い研究である

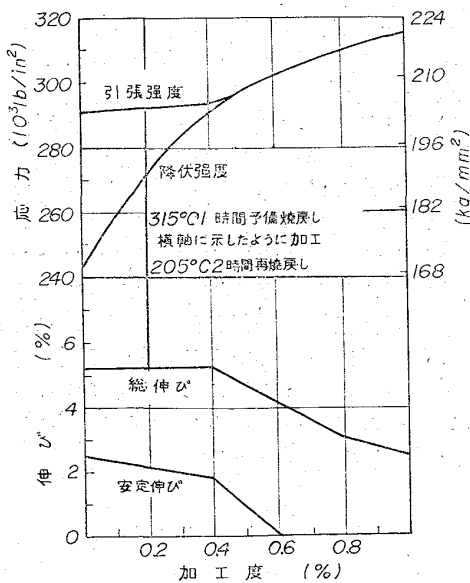
7. 焼もどしマルテンサイトの加工 (IIIb処理)

COHEN³³⁾³⁴⁾によれば、300M鋼(0.4% C, 0.8% Mn, 1.5% Si, 1.7% Ni, 0.8% Cr, 0.3% Mo, 0.1% 以下 V)を焼入して 315°C で焼もどしして後 1% 以下の小さな引張変形を与えて約 200°C で再焼もどしを行なうと第33図に示すように、わずかな加工で強度はきわめて上昇する。その代り伸びは減少する。しかし、0.5% の加工では伸びはあまり下らずに降伏点が 290,000psi (200kg/mm²) にも達する。0.5% 以上加工すると引張強度と降伏強度が一致し、降伏強度が最高強度を示すようになることはすでに述べた通りである。MESKIN⁷⁷⁾によると、再焼もどしをしなければ 1~1.5% の加工では強度上昇はきわめてわずかである。はじめ予備焼もどしを行なうことによつて、マルテンサイトは少なくとも ε-炭化物を析出している。このような状態の焼もどしマルテンサイトを加工し、再焼もどしすると、きわめて強化するわけで、COHEN³³⁾³⁴⁾によると、析出していた ε-炭化物は再溶解して消失するといっている。少なくとも ε-炭化物の量が減っているようである。そして、炭素による固溶強化が著しくおこるから強化するのであるといっている。それにしても強化程度が大きすぎるように思われると同時にこれは非常に珍しい現象で、さらに詳細な検討が必要であるように思うが、彼によると、加工によつて生成される焼もどしマルテンサイト内の原子空孔に炭素原子が入るために ε-炭化物は溶けるわけである。すなわち、マルテンサイト中の空孔と炭素原子の結合力は ε-炭化物の生成のための結合力よりも大きいということである。もしこのような現象がおこりうるとすれば、加工マルテンサイトの焼もどし挙動についての WILSON⁷⁶⁾の示した異状性も説明できそうである。

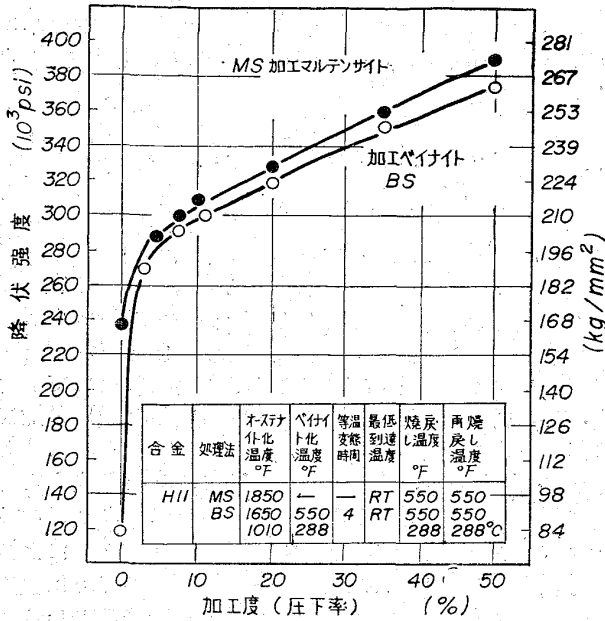
KALISH⁵⁸⁾は、H-11 鋼の焼もどしマルテンサイトを強加工した後 550°F (290°C) に再焼もどしたものの降伏強度を測定し、焼もどしベイナイトを加工して同じ温度に再焼もどしたものと比較している。第34図に示すように、焼もどしマルテンサイトを加工して再焼もどしすると、そのときの加工度が数%で急に上昇し、それより加工度が増加すると共に直線的に上昇し、50%加工で 390,000 psi (約 275kg/mm²) まで上昇している。しかしながら第24図に示したように伸びは著しく少ない。

STEIN¹¹⁾は、3% Cr 鋼を焼入して後 200°C 焼もどし後 430 kbar の衝撃波を与えて 370°C で再焼もどしを行なつた。そうすると第2表に付記したように強化する。特に降伏強度の上昇が大きい。伸びは少し低下する。

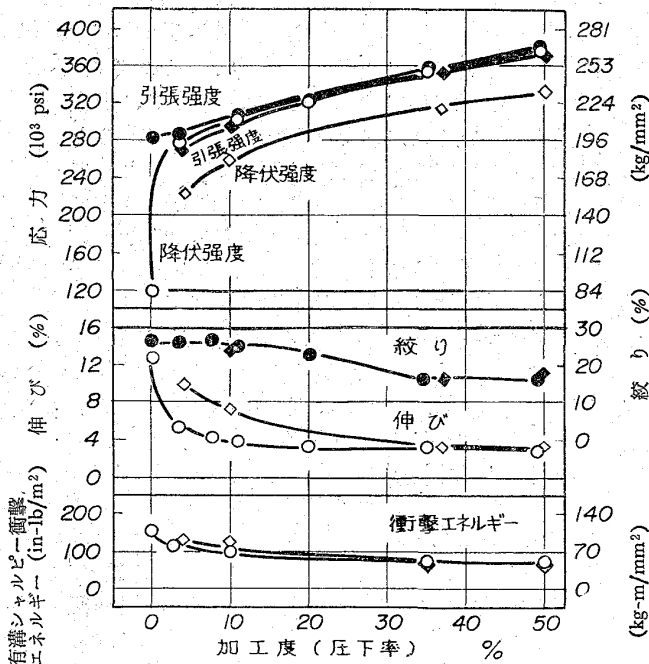
オースフォームされたマルテンサイトを焼もどして後加工して、再焼もどしする処理は最も大きく強化する。KALISH⁵⁸⁾によると第24図に示すように伸びは下るが強度は最高の値を示している。また、STEIN¹¹⁾は衝撃波を与えた場合でも第2表に示されるように 423,000



第33図: 300M 鋼焼戻しマルテンサイトの加工による引張性質の変化³³⁾ (205°C 再焼戻し)



第34図 加工マルテンサイトと加工ベイナイトの降伏強度の比較⁵⁸⁾



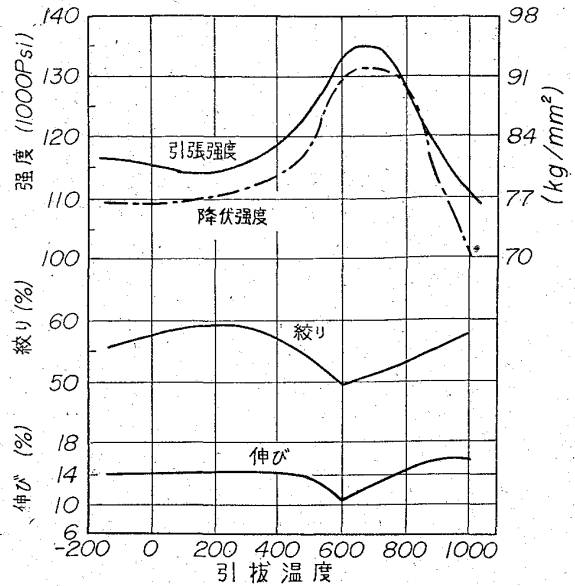
第35図 加工された H-11 鋼ベイナイトの性質⁵⁸⁾

●○…加工のまま
■□…550°F再焼戻し

psi (296kg/mm²) の引張強度と 419,000 psi (290kg/mm²) の降伏強度を示している。

8. ベイナイトおよびパーライトの加工 (IIIc処理)

KALISH⁵⁹⁾は、H-11 鋼を 1010°C でオーステナイト化し、290°C でベイナイト変態をおこさせ (4hr保持) 室温に冷却した後 290°C に焼もどし後加工して後、290°C に再焼もどしを行なった。その結果、第 35 図に示



第36図 引抜温度と鋼の強度との関係⁷⁸⁾

すように引張強度は加工度と共に上昇し、50% 加工で 360,000 psi (253kg/mm²) に達した。降伏強度は再焼もどしすると、はじめ数%の加工で急に上昇し、引張強度とほとんど同じ値に達する。これは焼もどしマルテンサイトの加工によつて達せられる強度には少し劣るけれども、4%程度の伸びと10%程度のしぼりがあり、靱性において焼もどしマルテンサイトの加工に勝り、構造物として使用する場合にはベイナイト加工もきわめてすぐれた性質を持っていることを示している。第34図および第23図、第24図などで比較しても強度においてベイナイト加工はそんなに劣らず、靱性においてすぐれていることがわかる。オースフォームドベイナイトを加工すると、一層強化するが伸びはそれだけ低下する。(第23図) ベイナイト加工については従来あまり研究されていないが、面白い性質を示すことに注意しなければならない。パーライトの加工は、ピアノ線、ワイヤーロープ素線の製造に古くから実用化されているもので、ここで説明するまでもない。ただ最近温間加工が話題になっている。たとえば、AISI 1027 (0.26%C, 1.26%Mn, 0.21%Si) を種々な温度で引抜きすると、第36図に示すように⁷⁸⁾、650°F (340°C) 付近で加工すると最高の強度を示し、靱性はその温度より少し低い 600°F (315°C) 付近で最低になり、650°F 付近では少し靱性は向上している。このように、青熱脆性をおこす温度範囲で加工して強度が上昇し、靱性が下がることはよく知られていることであるが、強度の最高と靱性の最低とが温度的に少しズレているということは面白いことである。合金元素を添加するとさらに面白い結果がえられるかも知れない。

オースフォームドパーライトの加工についてはすでに第26図⁵⁹⁾で説明した通りである。

9. その他の加工熱処理法

以上で第1表に示した加工熱処理法のその後の進歩について概説したわけであるが第1表のいずれにも属しない加工熱処理法も考えられるわけである。たとえば急速

に Ac_1 点直上まで加熱して焼入するとマルテンサイトの結晶粒が著しく微細化する。これを数回繰返すことによつてマルテンサイト葉を微細化させると同時に、マルテンサイト晶に有効な格子欠陥を生成して強化させることができる。そしてこの場合靱性が低下せず、硬度もそんなに上昇しない。これについて DUCKWORTH⁸⁾⁷⁹⁾が少し実験結果を示している。また COHEN⁸³⁾⁸⁴⁾も説明している。これだけならば加工熱処理とはいえないかも知れないが、 Ac_1 直上で加工して焼入し、急熱急冷をくり返すと、一層効果がある。そして引張強さ約 410,000 psi (290kg/mm²) と 5~7% の伸びと 20~30% の絞りのすぐれた機械的性質がえられるといわれている⁸⁰⁾。このような変つた他の加工熱処理法を考案すると予期しないような機械的性質がえられるかもしれない。これも新しい開発の一つの方向である。

10. 結 言

以上、加熱処理について、筆者が日本金属学会会報 (1963) で解説した時点以後の発展について述べた。さらにオースフォーミングの強靱化機構に関しては、筆者が日本金属学会の加工熱処理セミナー⁸⁰⁾で解説したので特に簡単に述べた。それゆえ、文献 1) および 30) と一緒に読んで頂ければまことに幸いである。

加工熱処理の研究はいよいよ活発になり、実用化も大いに進みつつある様子である。それでもなお不明な点は非常に多く、一層の研究が望まれるわけである。この意味でこの拙文が少しでも益するところがあれば幸いである。なおこの原稿を書き終つてから “High Strength Materials”^{12)83)~87)} を入手し、急いでその中の論文内容をも追加したが、図表まで引用する余裕がなく、また、前後の文章が多少まづくなつた点をおわびします。

文 献

- 1) 田村: 日本金属学会会報, 2(1963), p. 426
- 2) 前田, 河部, 遠藤: 日本金属学会誌, 27(1963), p. 415, および日本金属学会1963年4月東京大会発表
- 3) K. F. STARODYBOV, Yu. Z. BORKOVSKII and Yu. P. GUB: Metal Sci. & Heat Treat., 1963, March-April p. 227
- 4) 浅村, 中村: 日本金属学会 1963年4月, 1964年4月, 1965年4月東京大学で発表
- 5) M. L. BERNSTEIN, G. I. CHEREPANOVA and S. S. RYZHAK: Metal Sci. & Heat Treat. 1963, March-April p. 187
- 6) A. P. GULYAEV and A. S. SHIGAREV: Metal Sci. & Heat Treat., 1963, March-April p. 191
- 7) W. E. DUCKWORTH, P. R. TAYLOR and D. A. LEAK: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202(1964) p. 135
- 8) W. E. DUCKWORTH, D. A. LEAK and R. PHILLIPS: Iron and Steel Inst. Special Rept. 76, High-Strength Steel (1962), p. 22
- 9) D. J. SCHMATZ, F. W. SCHALLER and V. F. ZACKAY: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals, (1963) London (Her Majesty's Stationery Office) p. 614
- 10) V. F. ZACKAY and W. M. JUSTUSSON: Iron and Steel Inst. Special Rept. 76 High-Strength Steel (1962), p. 14
- 11) B. A. STEIN and P. C. JOHNSON: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 227 (1963), p. 1188
- 12) W. C. LESBIE, D. W. STEVENS and M. COHEN: 私信 (Deformation and Transformation Structures in Shock-Loaded Iron-Base Alloys (1964) および “High-Strength Materials (1965) John Wiley p. 282
- 13) I. TAMURA, H. YOSHIMURA, M. IBARAKI and M. TAGAYA: Memo. Inst. Sci. Ind. Res., Osaka Univ., 19 (1962) p. 67
- 14) I. TAMURA, H. YOSHIMURA, M. IBARAKI and M. TAGAYA: Trans. JIM 5 (1964) p. 47 および日本金属学会誌, 27 (1963) p. 206
- 15) E. G. ZUKAS and C. M. FOWLER: Response of Metals to High Velocity Deformation (1961) Interscience p. 343
- 16) W. W. GERBERICH, C. F. MARTIN and L. RAYMOND: ASM Trans. Quart., 57 (1964) p. 324
- 17) 田村, 吉村, 茨木: 日本金属学会誌, 28(1964), p. 794
- 18) 田村, 茨木, 野崎: 日本金属学会誌, 29(1965), p. 605
- 19) L. RAYMOND, W. W. GERBERICH and C. F. MARTIN: ASM Trans. Quart., 58 (1965), p. 95
- 20) A. J. McEVILY JR, R. H. BUSH, F. W. SCHALLER and D. J. SCHMETZ: ASM Trans. Quart., 56 (1963) p. 753
- 21) W. W. GERBERICH, C. F. MARTIN and V. F. ZACKAY: ASM Trans. Quart., 58 (1965), p. 85
- 22) C. J. GUNTNER and R. P. REED: ASM Trans. Quart., 55 (1962), p. 399 および Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 1713
- 23) R. HONDA: Trans. Nation. Res. Met., 4(1962), p. 4
- 24) J. F. BREEDIS: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 1583
- 25) C. H. WHITE and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962), p. 457
- 26) W. N. ROBERTS: 5th Intern. Conf. Electron Microscopy, (Philad.) (1962) HH-7
- 27) P. R. SWANN: Corrosion, 19 (1963), 102t および 373t
- 28) たとえば, The Relation between the Structure and Mechanical properties of Metals II (1963) London, p. 692 Discussion (Her Majesty's Stationery office)
- 29) R. H. BUSH, A. J. McEVILY JR. and W. M. JUSTUSSON: ASM Trans. Quart., 57 (1964), p. 991
- 30) 田村: 鋼の加工熱処理 (1964) 日本金属学会セミナーテキスト, p. 135
- 31) W. M. JUSTUSSON and D. J. SCHMATZ: ASM Trans. Quart., 55 (1962), p. 640
- 32) W. E. DUCKWORTH: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals II (1963) London, p. 694, Discussion (Her Majesty's Stationery Office)

- 33) M. COHEN: 石川島播磨技報, 1964 No. 20, p. 109
- 34) M. COHEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963), p. 833
- 35) K. F. HALK and D. MCLEAN: Nature London 205 (1965), p. 1000
- 36) G. F. BROWN, A. J. THOMAS and J. V. HARDY: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 202 (1964), p. 660
- 37) B. R. BANERJEE, R. C. WESTGREN, J. M. COPENES and E. J. DULIS: ASM Trans. Quart., 56 (1963), p. 629
- 38) F. W. SCHALLER and D. J. SCHMATZ: Acta. Met., 11 (1963), p. 1193
- 39) G. S. ANSELL and A. ARROTT: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 227 (1963), p. 1080
- 40) L. RAYMOND and W. G. REUTER: Acta. Met., 12 (1964), p. 948
- 41) P. M. KELLY: Electron Microscopy and Strength of Crystals, Interscience (1963) p. 917
- 42) I. TAMURA, H. YOSHIMURA, M. IBARAKI and M. TAGAYA: Trans. JIM 5 (1964), p. 97
日本金属学会誌, 28 (1964), p. 433, および Memo. Inst. Sci. Ind. Res. Osaka Univ., 21 (1964), p. 63
- 43) 荒木: 鋼の加工熱処理 (1964) 日本金属学会, p. 104
- 44) E. B. KULA and J. M. DHOSI: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 321
- 45) A. J. McEVILY JR. and R. H. BUSH: ASM Trans. Quart., 55 (1962), p. 654
- 46) F. BORIK, W. M. JUSTUSSON and V. F. ZACKAY: ASM Trans. Quart., 56 (1963), p. 327
- 47) Y. HOSOI, K. E. PINNOW: Trans. Amer. Soc. Metals, 53 (1961), p. 591
- 48) 細井: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1052 および p. 1487, 金材技研報告, 5 (1962) p. 1 および 6 (1963), p. 7
- 49) 新制金属講座材料編鉄鋼Ⅰ (日本金属学会) (1955), p. 177 および p. 183
- 50) J. C. SHYNE, V. F. ZACKAY and D. J. SCHMATZ: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 346
- 51) C. T. BROWN, R. T. ALLSOP and F. D. BRIDGE: Iron and Steel Inst. Special Rept. 76 High-Strength Steel, (1962), p. 82
- 52) S. FLOREEN and G. W. TUFFNELL: ASM Trans. Quart., 57 (1964), p. 301
- 53) R. H. BUSH: ASM Trans. Quart., 56 (1963), p. 885
- 54) E. B. KULA and C. F. HICKEY JR.: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 1707
- 55) R. G. TOTH and N. H. POLAKOWSKI: ASM. Trans. Quart., 55 (1962), p. 420
- 56) 近藤, 大沢, 新井, 熊谷: 日本金属学会昭和40年4月東京大会で発表
- 57) Metal Progress 87 (1965) No. 1, p. 75
- 58) D. KALISH, S. A. KULIN and M. COHEN: J. Metals, 17 (1965) No. 2, p. 157
- 59) B. M. ARMSTRONG: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202 (1964), p. 655
- 60) 小高: 日本金属学会誌, 18 (1954), p. 392, 396 および 455
- 61) J. L. CHRISTIAN, J. D. GRUNER and L. D. GIRTON: ASM Trans. Quart., 57 (1964), p. 199
- 62) 鈴木(秀), 日本金属学会誌, 19 (1955), A12, A37
- 63) 本間(敏): 西山善次教授退官記念シンポジウム前刷 (1965) p. 10
- 64) J. DASK and H. M. OTTE: Acta. Met., 11 (1963), p. 1169
- 65) J. A. VENABLES: Phil. Mag., 7 (1962), p. 35
- 66) G. P. SANDERSON and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962), p. 934
- 67) 西山, 岡, 中川: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 403
- 68) W. N. ROBERTS: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 372
- 69) 西山, 清水: 日本金属学会会報, 2(1963), p. 153
- 70) 末宗: 日本金属学会 1965年4月東京大会で発表
- 71) R. H. RICHMAN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 227 (1963), p. 159
および Deformation Twinning (1964) Gordon & Beach p. 237
- 72) 田村, 大山: 日本金属学会1965年10月福岡大会強化鋼シンポジウムで発表
- 73) 田村, 吉村, 岩崎, 茨木: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 820 および Memo. Inst. Sci. Ind. Res. Osaka Univ., 22 (1965), p. 41
- 74) 大井, 佐藤: 日本金属学会1965年4月東京大会で発表
- 75) N. N. BREYER and N. R. POLAKOWSKI: ASM Trans. Quart. 55 (1962), p. 667
- 76) D. V. WILSON: Acta. Met., 5 (1957), p. 293
- 77) V. S. MES'KIN and L. A. KIRMALOV: Metal Sci. and Heat Treat. 1963 March-April p. 201
- 78) J. L. PETERSON and R. M. SMITH: Metal Progress, 85 (1964) No. 6, p. 91
- 79) R. PHILLIPS and W. E. DUCKWORTH: The Relation between Structure and Mechanical Properties of Metals II (1963) London, p. 673 (Her Majesty's Stationery Office)
- 80) MEHL: 同上 p. 694 Discussion
- 81) M. M. SHTEINBERG, L. B. SABUN, S. P. SHABASHOV and M. A. SMIRNOV: Metal Science and Heat Treat., 1963 March-April p. 220
- 82) T. D. KUBYSKKINA, L. M. PEVZNER, L. S. FEDOTOVA and M. F. ALEKSEENKO: Metal Sci. and Heat Treat., 1963 March-April, p. 211
- 83) G. THOMAS, D. SCHMATZ and W. GERBERICH: High-Strength Materials (1965) John Wiley, p. 251
- 84) L. RAYMOND, W. W. GERBERICH and C. F. MARTIN: High-Strength Materials (1965) John Wiley p. 297
- 85) R. PHILLIPS and W. E. DUCKWORTH: High-Strength Materials, (1965) John Wiley, p. 307
- 86) A. TETELMAN: 同上, p. 325 Discussion
- 87) E. DUCKWORTH: 同上, p. 324 Discussion
- 88) W. M. JUSTUSSON, Y. P. TELAND and R. L. FAUNCE: Machinery, 70 (1964) 9, p. 150