

合金鋼のオースフォーム

Sato, Shoji / Watanabe, Satoshi / 渡辺, 敏 / 佐藤, 昭治

(出版者 / Publisher)

法政大学工学部

(雑誌名 / Journal or Publication Title)

法政大学工学部研究集報 / 法政大学工学部研究集報

(巻 / Volume)

21

(開始ページ / Start Page)

77

(終了ページ / End Page)

94

(発行年 / Year)

1985-03

(URL)

<https://doi.org/10.15002/00004064>

合金鋼のオースフォーム

佐藤 昭治*・渡辺 敏*

Ausforming of Alloy Steels

Shoji SATO, Satoshi WATANABE

Abstract

The strengthening mechanism by ausforming has long been discussed in many respects and recently was seemingly well explained in terms of a characteristic sub-cell structure first proposed by the authors^{(13), (18)} for ausformed alloy steels. This cell structure also appears to account for the improved toughness that accompanies the enhanced strength of ausformed steels.

The alloy steels were studied to determine the effect of ausforming on the relation between microstructure as observed by electron microscopy and their ductility, toughness and strength.

The following results were obtained. The improved toughness and ductility of steels strengthened by ausforming are interpreted in terms of the nature of the specific cell boundaries in the microstructure. These boundaries are strengthened during deformation by fine carbide precipitation in the metastable austenite, which is thought to be inherited to the martensite. The difference between the effects of nickel and chromium as an alloying element is explained by their distinctly different interaction in nucleating alloy carbides such as MoC in the cell structure (either cell boundaries or matrices) of the deformed austenite.

1. ま え が き

オースフォームは図1に示すようにオーステナイト化温度から準安定オーステナイト温度まで急冷し、その温度で加工を加えたのち焼入れを行いマルテンサイトに変態させる処理方法で、かつて加工熱処理法の中心的存在であったが、工業化には本質的難点を有しているため、その利用はごく限られた範囲に止まっている。しかし、オースフォームの特異な強化機構について考察することは、他の加工熱処理法、特にコントロールドローリングや鍛造焼入法などとの関連上有意義であり、なお今日的意義を有するものと考えられる。

オースフォームによる強化の特徴は、(1)強度が飛躍的に増大するにもかかわらず、伸びや絞りも低下しない⁽¹⁾。(2)強化は加工度に比例して増大する^{(1), (2)}。(3)炭素を含まない鋼は強化されにくい^{(3), (4)}。また Cr や Mo など強炭化物形成元素を含むものは強化されやすいが^{(1), (3)}、Ni や

* 法政大学工学部機械工学科

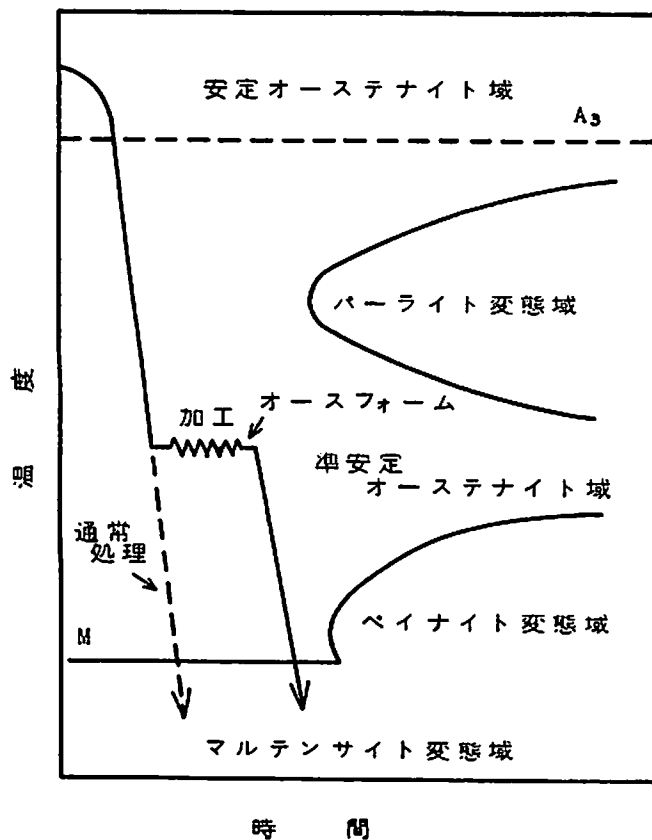


図1 オースフォームの概念図

Co など炭化物形成傾向の弱い元素を含むものは強化が顕著でない⁽⁶⁾。(4)耐焼戻し性が増大する⁽¹⁾。また二次硬化を生ずる鋼はオースフォームによってピークが消失する傾向^{(3), (6)}を示すが、場合により明瞭⁽⁷⁾になることもある、などの諸点である。

オースフォームの強化機構についてはこれまで多くの説が提唱されてきたが、一般には準安定オーステナイトの加工中に発生する高密度の転位や欠陥が、変態を経由してマルテンサイト中に受け継がれるとする考え^{(4), (8)~(10)}が大勢を占めている。しかしこの説では、上記のような4つの強化の特徴を矛盾なく説明することは困難である。

本論文は筆者らの多年に渡る研究

(5), (11)~(18)を要約したものであるが、その結論によれば強化は単なる転位の継承に止まらず、準安定オーステナイトの加工中に発生した転位がセル化し、このセル組織がそのままマルテンサイト中に受け継がれることによって達成されるものである。継承にはセル壁上に微細な合金炭化物が析出してこれを固着することが必要であり、析出炭化物はセル壁のエネルギーを下げ安定化し、粒界と同等の効果を発揮する役割りを果たすものと考えられる。すなわちオースフォームによる強化は、一種の結晶粒微細化効果によるものである。

2. オースフォーム鋼の機械的性質と微細組織

まえがきでも述べたように、Cr を含む鋼と Ni を含む鋼とではオースフォームによる効果に差異のあることが知られている。そこで、これら2種類の鋼について機械的性質向上と加工度との関係を再確認すると共に、両者の関係の支配因子を明らかにする目的で実験を行った。

引張試験は 5Cr—2Mo および 5Ni—2Mo を基本成分とする 5Cr 鋼 (Fe—0.17C—4.87Cr—2.02Mo—0.12Mn) と 5Ni 鋼 (Fe—0.17C—5.27Ni—1.97Mo—0.10Mn) について行われた。

試料はいずれも真空溶解により7.5kgのインゴットに溶製され、鍛造、圧延、焼なまし後機械加工を施して供試材とした。オースフォームは500t フォージングプレスによって行われ、加工後の焼入れは空冷とした。試料はあらかじめ石英管中にアルゴンガスと共に封入され、1,100℃で

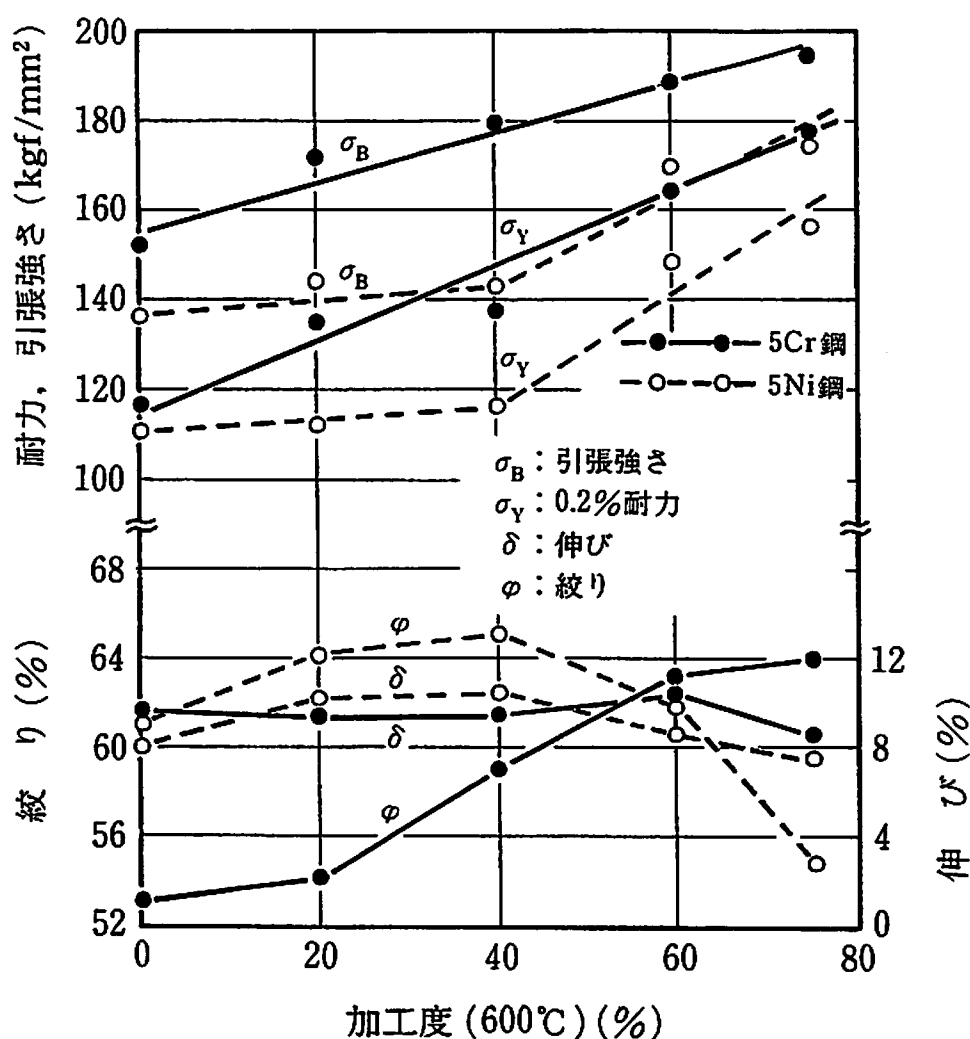
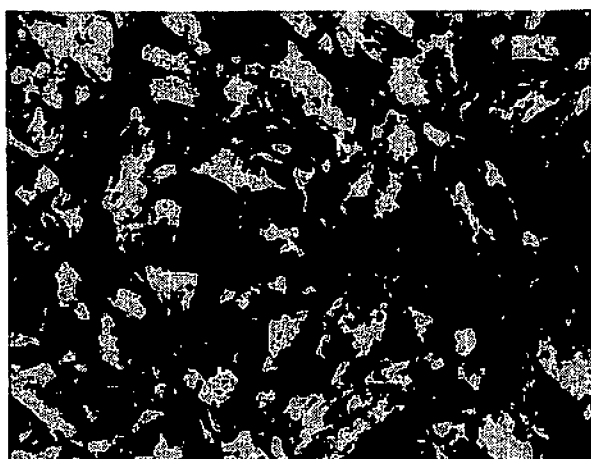


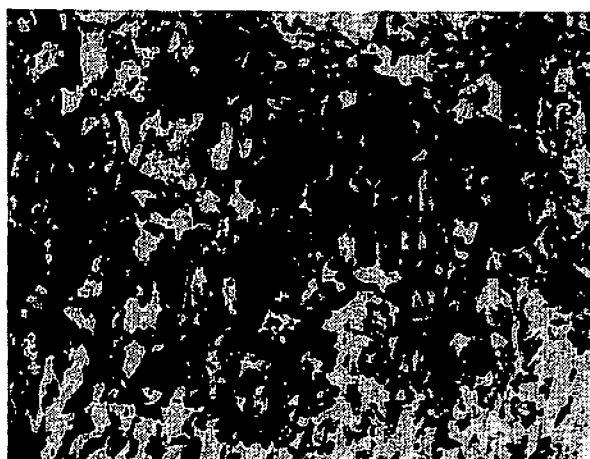
図2 600°Cでオースフォームし、200°C×2hで焼戻した5Cr鋼と5Ni鋼の引張性質におよぼす加工度の影響

1h オーステナイト化後石英管を割って取り出し、600°Cに急冷してから所要の加工を加えた。焼戻しはすべて200°C、2hとした。引張試験片は平行部幅6mm、厚さ1.5mmの板状試験片である。

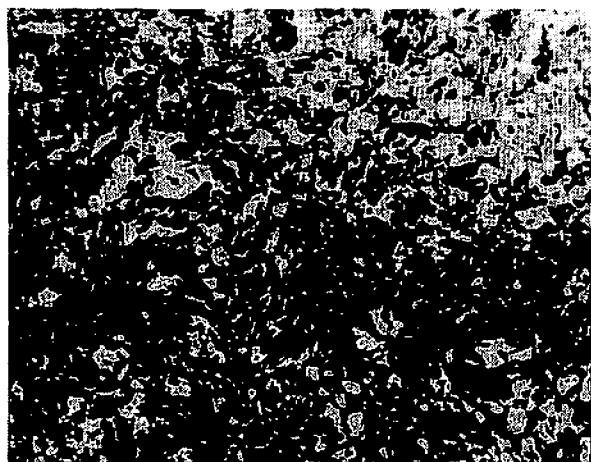
図2に5Cr鋼および5Ni鋼の引張性質とオースフォームの加工度との関係を示す。5Cr鋼では引張強さ、降伏強さ共に加工度に比例して直線的に増大し、従来の報告⁽¹⁾と同じ傾向を示す。これに対し5Ni鋼は40%までの低加工度側で強度の上昇率が低く、直線が折れ曲がっている。一方、伸びの値は両鋼種共強度の増加にもかかわらずほぼ一定値を保ち、加工度によって変化しない。しかし絞りには顕著な相違が認められ、5Cr鋼では初めの低い値が加工度と共に増加するのに対し、5Ni鋼では高い値から反対に減少する。このようなオースフォームの強化機構を解明するために、焼入組織の透過電顕観察を行った。5Cr鋼の焼入組織を写真1に示す。(a)、(b)、(c)のいずれにもマルテンサイトプレート中に明瞭なセル組織が認められ、それらのサイズは加工度が20%から75%まで増加するにつれて小さくなっていることが分かる。また、これらの組織は同



(a) 20 % 加工



(b) 40 % 加工



(c) 75 % 加工



(d) 0 %加工 (直接焼入れ)

写真1 600°Cでオースフォームした5Cr鋼 (Fe—0.17C—4.87Cr—2.02Mo) の透過電顕組織 (焼入れのまま)

図(d)に示す直接焼入組織とは全く異なっている。5Ni鋼の焼入組織は5Cr鋼と同様に、セル組織は認められるもののその形成傾向はあまり明瞭でなく、また同じ加工度の5Cr鋼と比較した場合、そのセルサイズはやや大きくなっていた。

オースフォームによる強化が上述のセル組織に起因するものであるとするならば、強度とセルサイズとの間に Hall—Petch の関係が成立つはずである。表1は加工度と測定されたセルの平均

表1 5Cr鋼と5Ni鋼を600°Cでオースフォームした場合の加工度とマルテンサイト中のセルサイズの関係

加工度 (%)		20	40	60	75
d_s (μm)	5Cr	1	0.73	0.44	0.32
	5Ni	2	1	0.40	0.35

直径 d_s との関係を示したものである。同じ加工度で比較すると、低加工度側で Cr を含む鋼は Ni を含む鋼よりセルサイズが小さくなっている。この理由については明らかでないが、おそらくクロススリップの難易に関係するものであろう。高加工度側では両者の値はほぼ一致する。

図3は表1のデータを基にして、セルサイズ d_s と降伏強さ $\sigma_{0.2}$ との間に Hall-Petch の関係

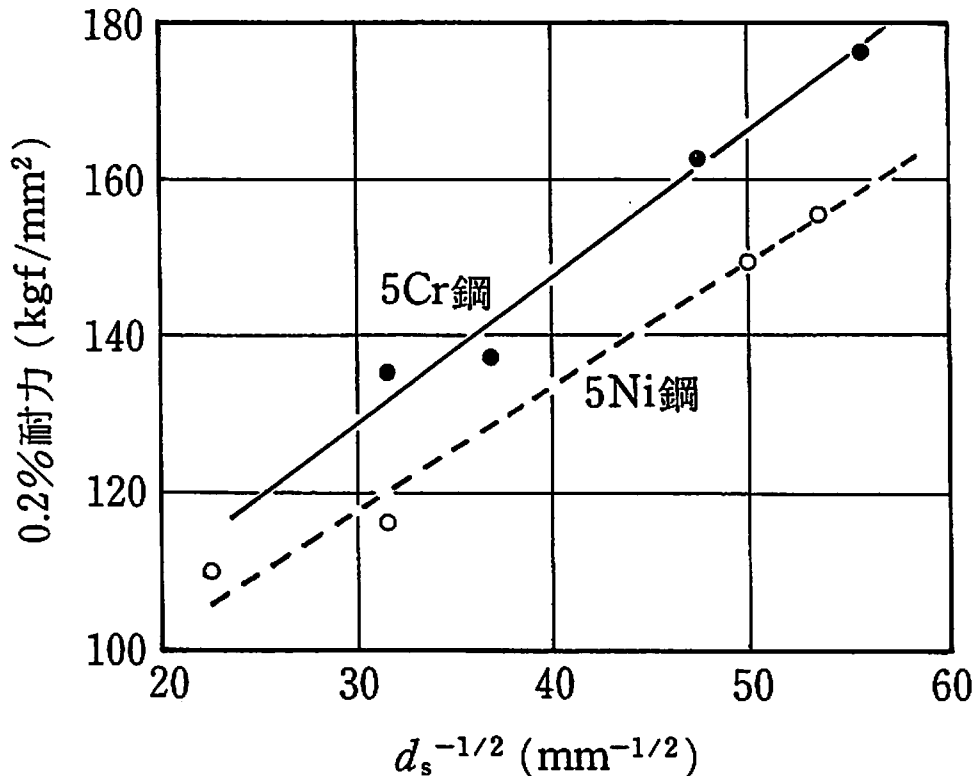


図3 5Cr鋼と5Ni鋼の0.2%耐力と $d^{-1/2}$ との関係 (d_s : セルサイズ)

が成立つことを示したものである。直線の勾配はすなわち強度の粒界依存性を示す定数 k_y を表すが、5Cr鋼では $1.89 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ と求められる。この値は低合金鋼などの前オーステナイト粒径から求めた値 $2.11 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ に近く、セル壁が極めて強力に粒界と同様にほとんど転位の通過を許さないことを示している。一方、5Ni鋼の k_y 値は $1.62 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ であり、この場合セル壁の強度はやや低下しているものと考えられる。

3. オースフォーム鋼の焼戻し挙動

鋼の耐焼戻し性は、オースフォームによって向上する⁽¹⁾ことが知られている。また焼戻しによって二次硬化が現れる場合には、このピークが消失するという特異な現象も報告^{(3), (6)}されている。

本実験に用いられた鋼はやはり5Cr系の Fe—0.19C—5.20Cr—1.62Mo 鋼と5Ni系の Fe—0.35C—5.18Ni—1.59Mo 鋼である。また炭化物の析出状況を詳細に調べるために、一部 Fe—0.29C—4.95Mo 鋼が用いられた。試料の作成は前節のものと大差ないが、オースフォームの加

工温度は450°Cとした。

図4は5Cr鋼と5Ni鋼をオースフォームした後焼入れし、200~700°Cの範囲で1h×2回焼

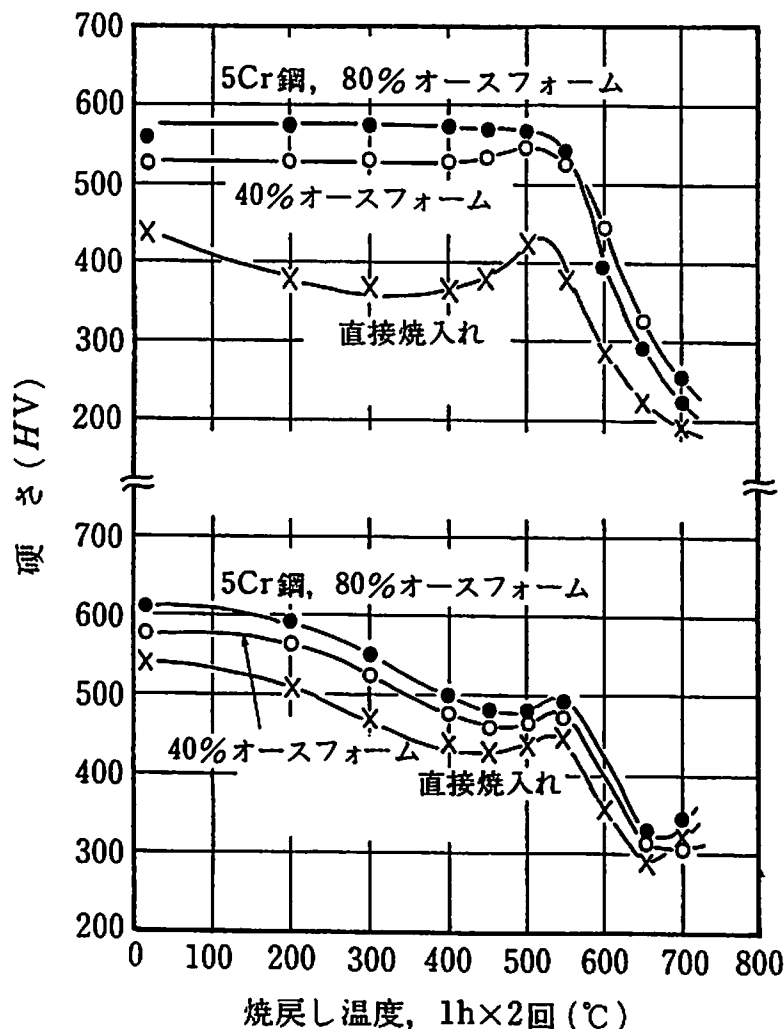


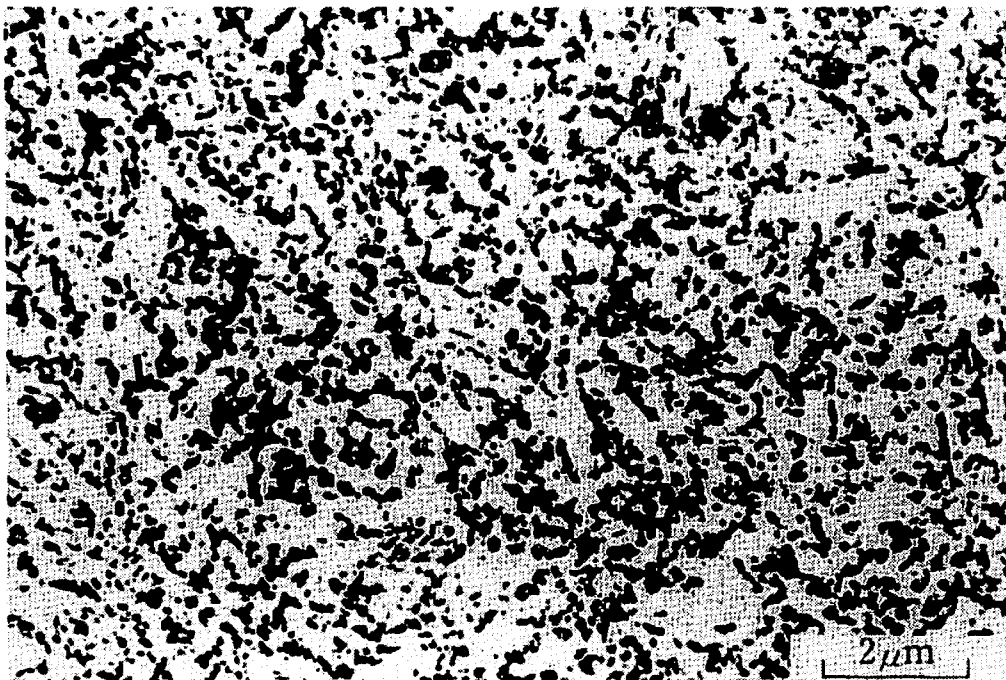
図4 450°Cでオースフォームした5Cr鋼と5Ni鋼の焼戻し硬さにおよぼす加工度の影響

戻したときの硬さの変化を示したものである。5Cr鋼の直接焼入試料には500°C付近に明瞭な二次硬化のピークが認められるが、40%オースフォーム試料ではピークが不明瞭になり、80%では全く消失していることが分かる。これに対し、5Ni鋼ではオースフォームに関係なく、いずれの試料も550°C付近に明瞭なピークが出現する。またオースフォームした5Cr鋼はピーク温度に達するまで硬さが一定値を保つのに対し、5Ni鋼では200°C付近から急激に硬さが低下しているが、これは両鋼の炭化物析出や再結晶挙動に本質的差異が存在することを示すもので

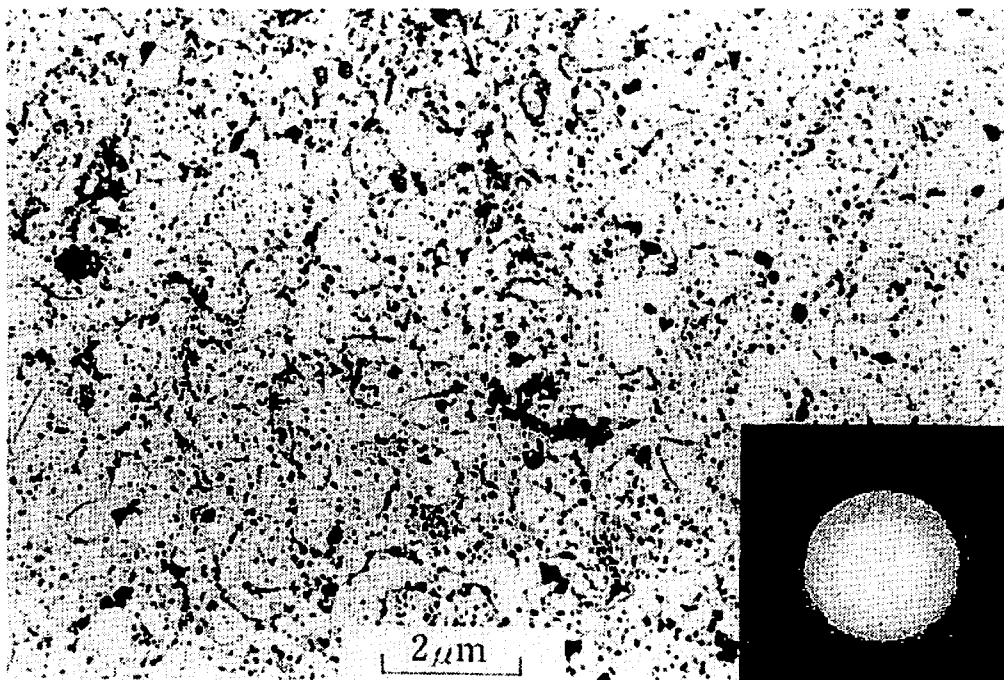
ある。

写真2は40%オースフォームした両鋼の600°C×2h焼戻し材の抽出レプリカ組織を示したものである。(a)の5Cr鋼ではセル粒界に優先析出したとみられる多数の炭化物が認められるのに対し、(b)の5Ni鋼ではそのような徴候は認められず、ほぼ全面に析出が見られる。写真3は5Mo鋼について炭化物の析出状況を高倍率で調べた結果である。試料は550°Cで32%オースフォームされ、600°C×20h焼戻しされた。(a)は直接焼入試料の組織であり、マルテンサイトプレート境界で成長した塊状の Mo_2C と、マトリックスの整合析出から生じた針状 Mo_2C から成る。一方、オースフォーム試料ではマトリックス中に多少針状晶も認められるが、大部分は塊状で存在し、これらの塊状晶はセル壁上で成長したものと考えられる。

以上の結果を焼戻し硬さ曲線の変化と関連づけて考察する。炭化物形成傾向の強い5Cr鋼では



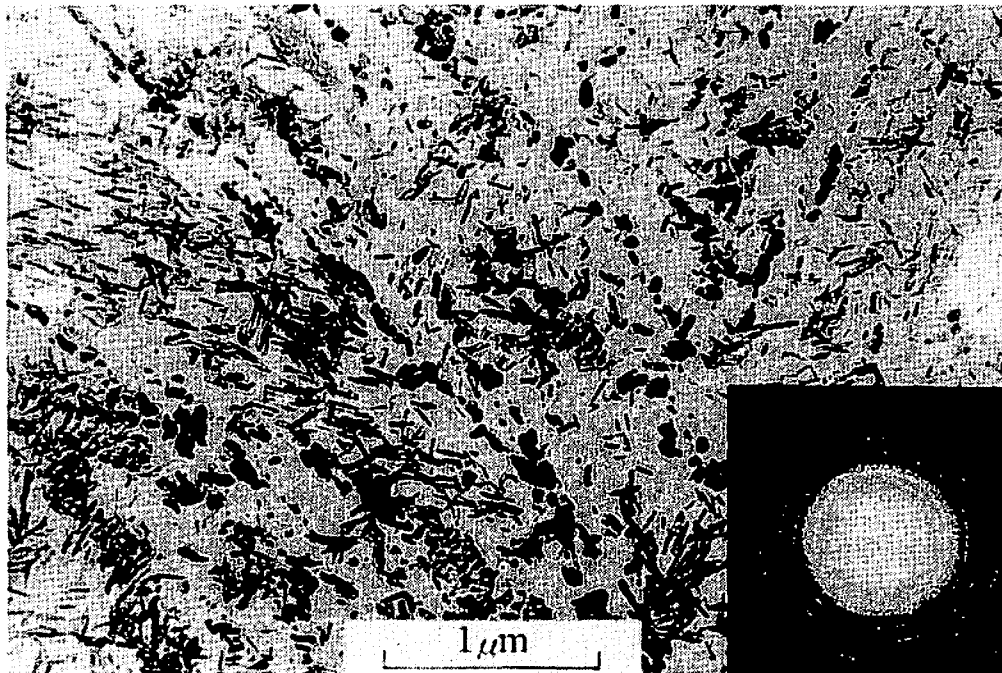
(a) 5 Cr 鋼



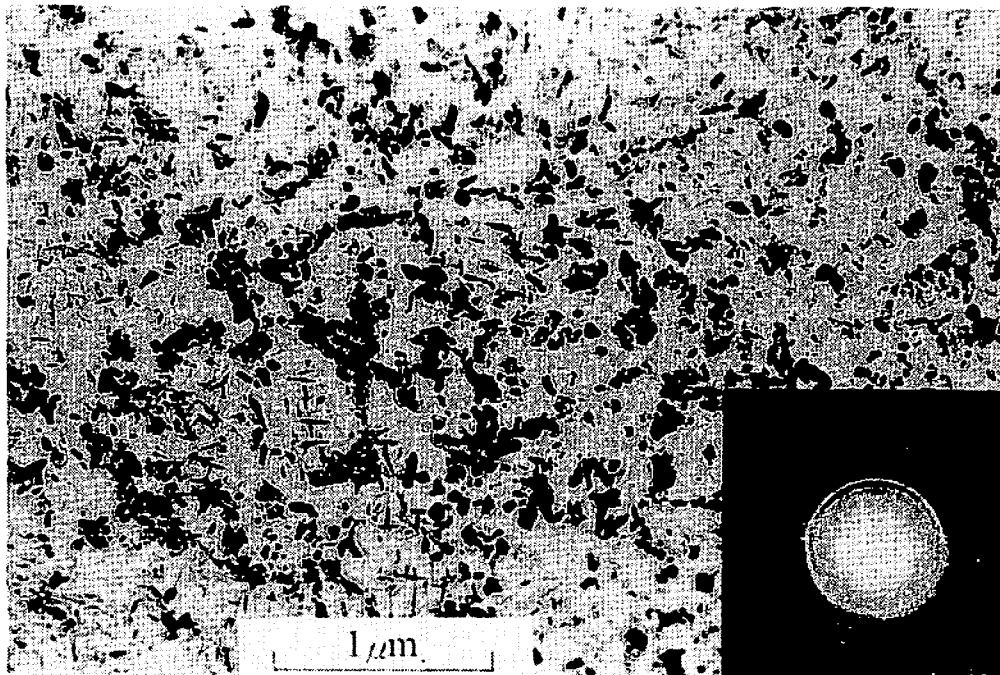
(b) 5 Ni 鋼

写真2 450°Cで40%オースフォーム後600°C×2h焼戻しした5Cr鋼と5Ni鋼の抽出レプリカ組織

セル壁が優先析出のサイトとなり、炭化物の大部分はそこで成長するため、相対的に粒内の整合析出は抑制される。加工度が高くなり、セルサイズが小さくなればなるほどこの傾向は強められ、ついに二次硬化の原因となる整合析出は阻止されるに至る。一方、Niは炭素の活量係数を高める元素であり、セル壁への炭化物形成は加工中でも助長されないものと考えられる。その結果



(a) 0%加工（直接焼入れ）



(b) 550°C 32%オースフォーム

写真3 オースフォーム後600°C×20h焼戻した5Mo鋼の抽出レプリカ組織

オースフォームの有無にはほとんど影響されることなく、大部分がマトリックス中に整合析出し、二次硬化のピークを生ずる。

一般に、合金鋼の焼戻し段階では300～400°Cの範囲で M_3C 型の炭化物を析出し、マトリックスの炭素濃度の低下および再結晶化に伴って硬さは低下する。オースフォーム鋼でも M_3C の析出が起こることは知られているが⁽³⁾、それにもかかわらず5Cr鋼のように硬さが変化しない事実

は、強化が主としてセル組織によって維持されていることを示すものであり、またセル壁上に析出した炭化物は焼戻しに伴う再結晶化を強力に阻止するものと考えられる。これに対し、セル壁上への炭化物析出が不十分な5 Ni 鋼では、比較的容易に再結晶化が起こり、二次硬化の前に軟化を生ずるものと推定される。

4. セル組織の起源と加工温度の効果

セル組織の発生が準安定オーステナイトの加工に起因することは明らかである。しかし、焼入れ後はマルテンサイトに変態するため、一般に準安定オーステナイトの加工組織を観察することはできない。この目的を達するためには、室温でもオーステナイト組織を有する鋼について調べる必要がある。

加工オーステナイトの転位構造を観察するに当たって考慮しなければならない重要な点は、その鋼の積層欠陥エネルギーの大小である。室温での加工実験によれば、このエネルギーの大きい鋼は転位のタングリングを生じてセル組織を形成するが、小さい鋼では転位はマトリックス中に均一に分布する傾向が強く、しかもそれらの転位は次第に拡張して積層欠陥や六方晶構造の ϵ マルテンサイトに変化するので一般にセル組織は形成されない。したがって、セルによる強化を主張する立場からみれば、積層欠陥エネルギーの低い鋼はオースフォームによって強化されないことになる。

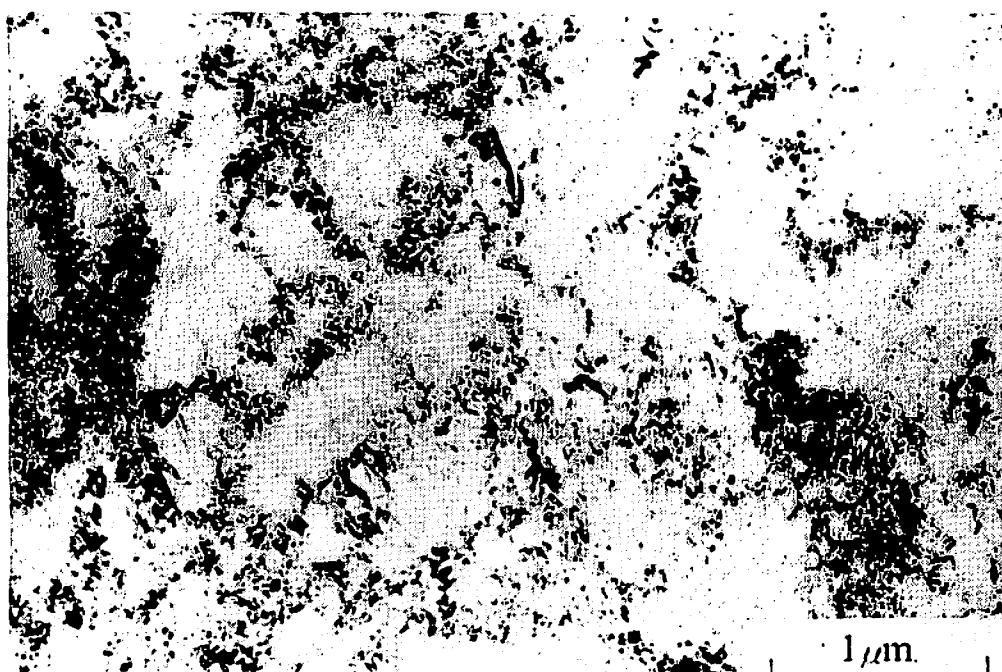
上述の点を考慮して、本実験では室温で完全なオーステナイト組織を有し、しかも積層欠陥エネルギーの値が高い30 Ni 鋼と、同じくその値が低い30 Mn 鋼について実験を行った。

4.1 30 Ni 鋼の加工組織

Niはすでに前節でのべたように、オースフォームに対してあまり有効な元素ではないが、本実験の条件を満たす唯一のものとして30 Ni 鋼が選ばれた。なお実験には、炭素の影響を調べる目的で30 Ni—C 鋼 (Fe—0.30C—30.40Ni—0.07Mn) と30 Ni 鋼 (Fe—0.004C—30.65Ni—0.06Mn) が用いられた。試料の調整は前節までのものと基本的に同じである。オースフォームは1,000°C×1 h オーステナイト化後、500°C で圧延により25%加工を行い、水冷した。

写真4に30 Ni—C 鋼の加工組織を示す。(a)はオースフォームしたままの組織であるが、マトリックスはもちろんオーステナイト単相である。また(b)は引続き液体窒素中でサブゼロ処理したもので、マルテンサイトの内部にはセル組織が存在している。一方、炭素を含まない30 Ni 鋼では、加工オーステナイト中に一応セルは存在するものの、マルテンサイト中ではその存在を確認することはできなかった。

図5は30 Ni—C 鋼と30 Ni 鋼のサブゼロ前後における硬さの変化を示したものである。前者ではオースフォームによるオーステナイトの加工硬化分がほぼマルテンサイト中に受け継がれているのに対し、後者ではオーステナイトの硬化にもかかわらずマルテンサイトの硬さは実質的な影



(a) オーステナイト



(b) マルテンサイト (同上サブゼロ処理)

写真4 500°Cで25%オースフォームした30Ni-C鋼の変態前後の透過電顕組織

響を受けていないことを示している。この結果から、炭素あるいは炭化物の存在がセル組織の継承に不可欠であることは明白である。

4.2 30 Mn 鋼の加工組織と加工温度の影響

積層欠陥エネルギーの極めて低い鋼をオースフォームした場合、オーステナイト組織中にどのよ

うな変化が現れるかを調べる目的で30Mn鋼 (Fe—0.19C—24.90Mn—2.20Mo)が選ばれた。なお溶解の際の不手際により、Mn量は約25%に止まった。試料の調整は前節に準ずる。1,100°C×1hオーステナイト化後、500, 300, 0, -70°Cの各温度に急冷し、0～60%の加工を行ってそれらの室温組織を観察した。試料の硬さ変化についても実験を行ったが、本鋼のオーステナイトは極めて安定であり、液体窒素によるサブゼロ処理でもごくわずかしかな変態しなかった。したがって、意味のある硬さの変化は得られなかった。

4.2.1 500°Cおよび300°C加工組織

これらの温度での加工組織中には転位のみが認められ、実験したすべての加工度の範囲で積層欠陥やε相は存在していなかった。

写真5に500°Cでの加工組織を示す。(a)は4%加工のもので、セル化の中間段階にある転位組織を示す。(b)は8%加工のもので、明瞭なセル組織が形成されている。40%以上の加工組織はいずれもセル壁が著しく厚く、その上に析出炭化物と推定される粒子が存在していた。300°C加工組織は基本的に500°Cのものと変わらなかったが、転位は{111}に沿って集中的に発生し、幾何学的配置を取る傾向が認められた。また形成されるセルも、一方向に伸長されたような細長い形状となった。セルサイズは全般的に500°Cのものよりやや小さくなっていた。

4.2.2 0°Cおよび-70°C加工組織

これらの温度での加工組織中には、予想された通り転位の拡張に伴う積層欠陥、それらの多層集合によって形成されるhcp構造のε層、およびε相のせん断変態にもとづくマルテンサイト組織の発生が認められた。

写真6に-70°C加工組織を示す。(a)は6%加工のもので、{111}上に生じた多数の積層欠陥やバンド状に伸びたε相と、その内部から発生したマルテンサイト組織が認められる。(b)は59%加工組織で、かなり多量のマルテンサイトが含まれていると推定される。

4.3 積層欠陥と温度

前節の結果から、加工オーステナイト組織に対して温度の有する決定的な影響が明らかになっ

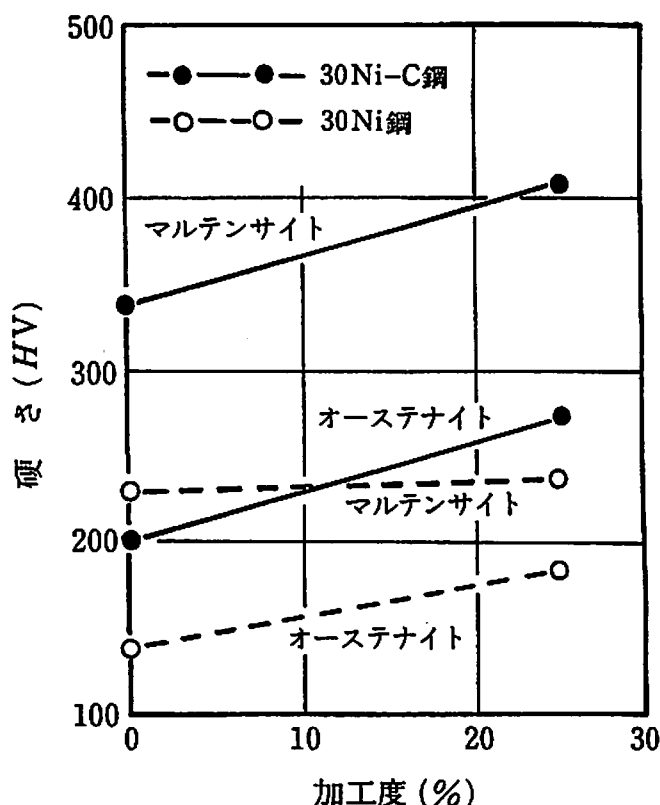
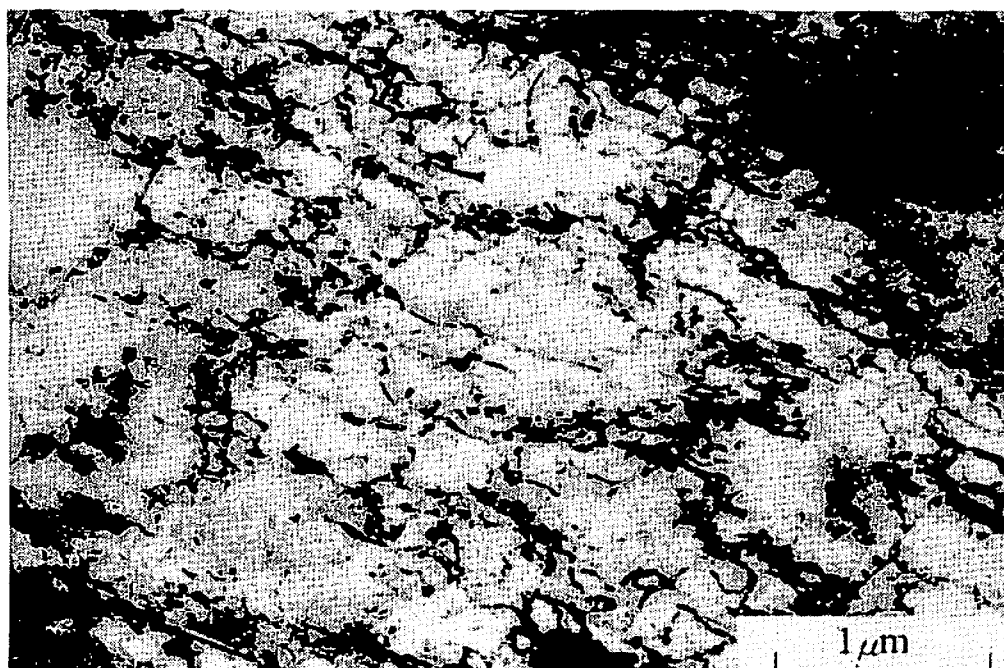
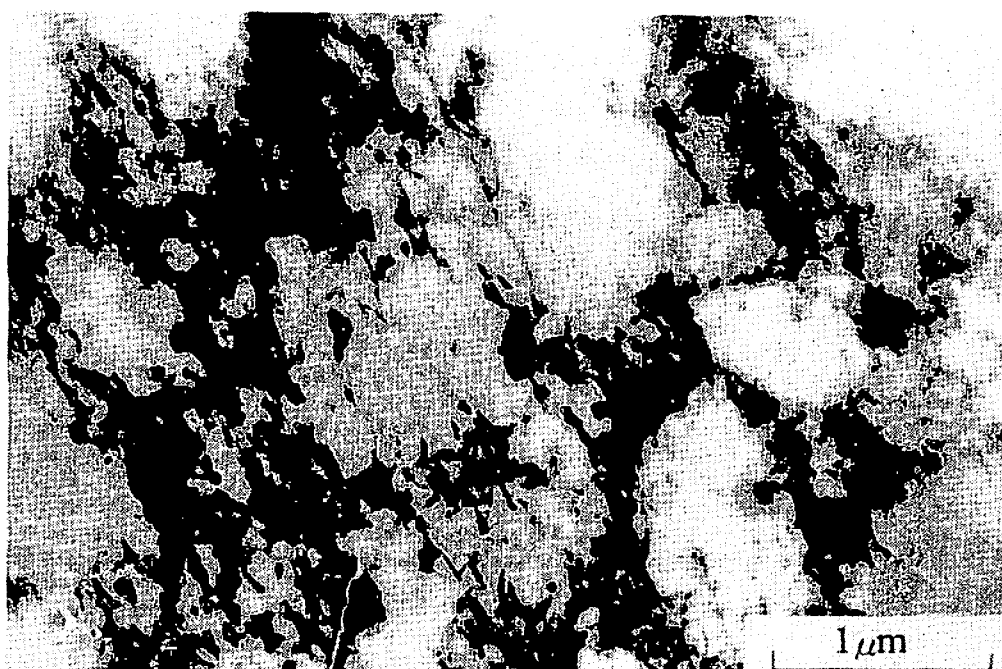


図5 500°Cで圧延によりオースフォームした30Ni-C鋼と30Ni鋼のサブゼロ前後における硬さの変化



(a) 4 % 加工組織



(b) 8 % 加工組織

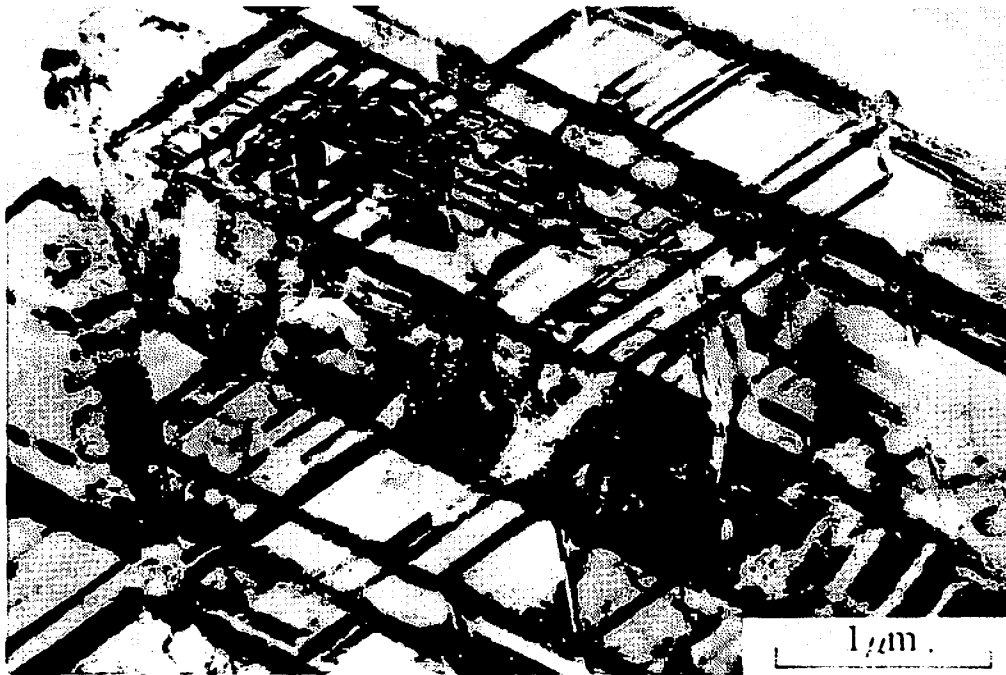
写真5 500°Cで加工した30Mn鋼の透過電顕組織

た。写真5の結果からみると、積層欠陥エネルギーの低い鋼でも高温では転位は拡張しないものと考えられる。

この点を実証するために、あらかじめ積層欠陥や ϵ 相を含む組織を電子顕微鏡の内部で連続的に加熱し、その変化を観察した。



(a) 6 % 加工組織



(b) 59 % 加工組織

写真6 -70°Cで加工した30Mn鋼の透過電顕組織

その結果、積層欠陥エネルギーは温度の関数であり、高温では転位は拡張しないことが確かめられた。換言すれば、適当な温度で加工される限り、積層欠陥エネルギーはオースフォームによる強化に直接的影響を持たない。一方、低温あるいは室温では、例え準安定オーステナイト域の加工であっても、有効な炭化物析出が起こらないことと相まってオースフォーム特有の効果を期待す

ることはできない。

5. セル組織の継承機構

$\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態は複雑な格子せん断変態であるため、オーステナイト中の転位がマルテンサイト中の転位になり得るものかどうか、またなるとすればどのような過程を経由するのかについて今までに多くの議論が行われてきた。

変態の前後における fcc 構造の γ と bct 構造の α' との結晶面間 および 結晶方位間には、よく知られているように高炭素鋼について K-S 関係 (Kurdjumov-Sacks の関係) が、また高 Ni 鋼については N 関係 (西山の関係) が成り立つ。いずれの関係においても $\{111\}_{\gamma}$ 上の最密原子配列はわずかなひずみの影響を受けるだけで、そのまま $\{110\}_{\alpha'}$ 上の原子配列に変わる。

オーステナイトのすべり系は全部で12通り存在する。加工の際は、これらのうちせん断応力最大の面、すなわち主すべり面に沿ってより多くのすべりが発生し、当然セル化の傾向も著しい。したがって、もしこのような主すべり面が変態の際 $\{111\}_{\gamma}$ 不変面として選択されるならば、セルの継承は円滑に行われるものと推定される。

さて、K-S 関係あるいは N 関係を満足する結晶学的に等価な面と方向の組合せは、原点に関して対称関係にあるすべての $\{111\}_{\gamma}$ を考慮すれば全部で288通り存在する。変態がこれらすべての組合せに対して等しい確率で起こるものか、あるいは上述したような特定面を格子不変面として選択する現象が存在するか否かが当面の課題である。久保寺ら⁽¹⁹⁾は低炭素リムド鋼の熱間圧延集合組織を解析し、鋼板がまだオーステナイトの状態であったときの作動すべり系のみが選ばれて変態すると考えると、実験結果をはばうまく説明できることを示した。また阿部ら⁽²⁰⁾は400°Cで90%圧延した Fe—Ni 合金の集合組織を久保寺らに準じた方法で解析し、同様な結論に達した。そこで、本実験の場合にもそのような現象が起こるものと予想し、実験を行った。

5.1 加工オーステナイトの圧延集合組織とマルテンサイト変態後の集合組織

実験に用いた試料は 4.1項で述べた 30Ni—C 鋼である。オースフォームは実験の性格上圧延とし、500°Cで行った。素材は厚さ 6 mm、幅25mm、長さ150mmの板状試片とし、3パスで合計80%の加工を加えた。一部の試料は水冷後液体窒素中でサブゼロ処理を行った。集合組織の測定は Schulz 法と Decker 法の組合せとし、強度は cps 単位である。測定面はオーステナイトについては $\{200\}_{\gamma}$ としたが、マルテンサイトについては $\{200\}_{\alpha'}$ 回析強度が弱いので $\{110\}_{\alpha'}$ とした。

図 6 に加工オーステナイトと変態後のマルテンサイトの集合組織を示す。前者はよく知られた Cu 型であり、2つの主方位 $(110) [\bar{1}12]$ と $(211) [\bar{1}11]$ を結ぶ分散で表される。集積密度最大の位置は圧延面法線から圧延方向に約27度の付近にあり、これは $(211) [\bar{1}11]$ 方向の (200) 極にはば一致している。マルテンサイトの集合組織にも強い集積がみられ、最大の位置は圧延面法線から圧延方向に約30度の点である。

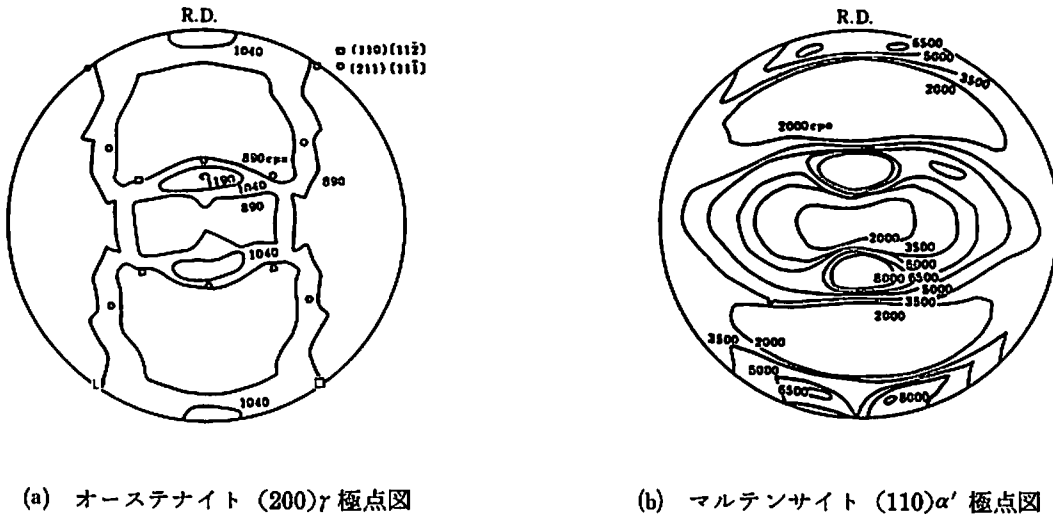
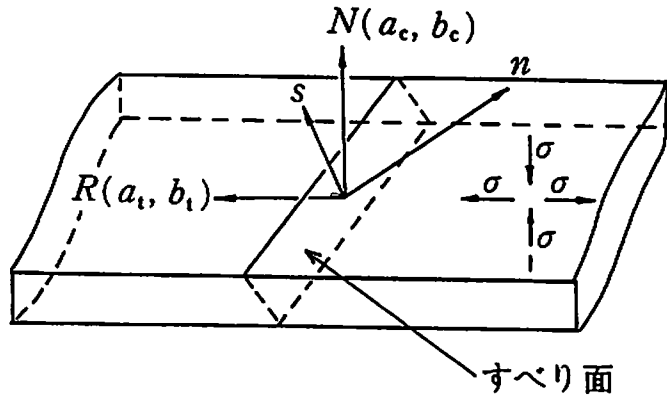


図6 500°Cで80%圧延した30Ni-C鋼の変態前後の集合組織

5.2 実測極点図と計算極点図との比較

計算極点図を作成するに当たっては、他文献と比較する便宜上変態がK-S関係に従うものとして行った。Fe—30Ni合金はN関係に従うことは分かっているが、阿部らの実験では両者の計算結果にほとんど差のないことを報告⁽²¹⁾している。

まず図6(a)の方位を有する板状試料を圧延する際の作動すべり面を決定しなければならない。圧延時の応力状態としてはDillamoreの文献⁽²²⁾がよく引用される。すなわち“圧延方向に σ の引張応力が働き、板面に σ の圧縮応力が働く状態”を考え、各すべり系についてすべり面上でのせん断応力 τ と σ の比が大きいすべり系が作動すべり系とみなすことにする。図7の構成において、圧延面の法線を N ，圧延方向を R ，また任意のすべり面の法線を n ，すべり方向を s とする。 N の n および s に関する方向余弦を a_c, b_c ，また R の n および s に関する方向余弦を a_i, b_i とすれば、 $\tau = \sigma(a_c b_c - a_i b_i)$ であるから



n : すべり面の法線
 s : すべり方向
 N : 圧延面法線, a_c, b_c はそれぞれ n と s に対する方向余弦
 R : 圧延方向, a_i, b_i はそれぞれ n と s に対する方向余弦

図7 圧延とすべり面の位置関係

$$\tau/\sigma = a_c b_c - a_i b_i \quad (1)$$

となる。任意の2つの結晶方向 $[\ell_1 m_1 n_1]$ と $[\ell_2 m_2 n_2]$ 間の方向余弦は

$$\frac{\ell_1 \ell_2 + m_1 m_2 + n_1 n_2}{\sqrt{\ell_1^2 + m_1^2 + n_1^2} \sqrt{\ell_2^2 + m_2^2 + n_2^2}} \quad (2)$$

表2 すべり系と相対せん断応力 τ/σ の値

すべり系	τ/σ	
	(110) [$\bar{1}$ 12]	(211) [$\bar{1}$ 11]
(111) [$\bar{1}$ 10]	0.27	0.54
(111) [01 $\bar{1}$]	0.54	0.00
(111) [10 $\bar{1}$]	0.82	0.54
($\bar{1}$ 11) [110]	0.00	0.41
($\bar{1}$ 11) [10 $\bar{1}$]	0.00	0.14
($\bar{1}$ 11) [011]	0.00	0.54
(11 $\bar{1}$) [$\bar{1}$ 10]	0.27	0.14
(11 $\bar{1}$) [011]	0.82	0.54
(11 $\bar{1}$) [101]	0.54	0.41
($\bar{1}$ 11) [110]	0.00	0.00
($\bar{1}$ 11) [101]	0.27	0.00
($\bar{1}$ 11) [01 $\bar{1}$]	0.27	0.00

によって求められるので、各すべり系に対してこの値を計算すると表2が得られる。

表2で τ/σ の比が最も大きいすべり系(111) [$\bar{1}$ 10]と(211) [$\bar{1}$ 11]に対応した4個の方位関係のみが選ばれて変態した場合のすべての{110}_h極を、丸印によって実測極点図中に記入したものが図8である。この図から、丸印のほとんどは測定強度の範囲内にあり、計算値と実測結果がよく合うことを示している。

一方、変態がすべての{111}_h面について等しい確率で生起するとした場合の計算結果は省略

するが、この場合は計算位置が測定強度の範囲外にも多数存在し、実測結果と一致しなかった。

5.3 転位の継承におけるエネルギー的考察

オーステナイト中の転位がマルテンサイト中の転位に転化される場合、その自己エネルギーの変化が減少する方向であれば継承は容易であるが、増加の方向であれば起こりにくくなるものと考えられる。転位の自己エネルギーは、そのバーガースベクトル $\mathbf{b}$ の自乗に比例するので、それによってエネルギーの増減を知ることができる。

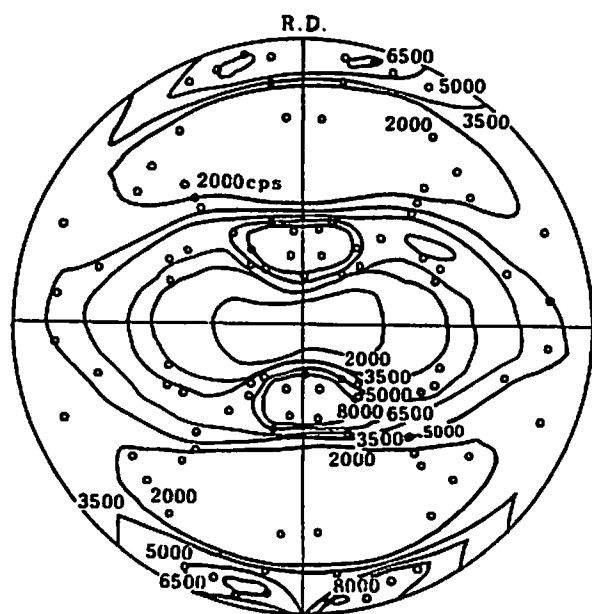


図8 オースフォームした30Ni-C鋼のマルテンサイト組織の(110)実測極点図と計算極点図の比較

fccからbccへの格子変態に関する結晶学的検討は、Jaswonら⁽²³⁾の研究以来有名なFrank⁽²⁴⁾あるいはBowlesとMackenzie⁽²⁵⁾の研究に至るまで数多くなされてきたが、ここではその最も単純な幾何学的比較によってこの問題を考察する。

オーステナイトとマルテンサイト間の方向と面の関係は

$$\begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix}_{\alpha'} = \begin{vmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{vmatrix} \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix}_{\gamma} \quad (\text{方向}),$$

$$\begin{pmatrix} h \\ k \\ \ell \end{pmatrix}_{\alpha'} = \frac{1}{2} \begin{vmatrix} 1 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2 \end{vmatrix} \begin{pmatrix} h \\ k \\ \ell \end{pmatrix}_{\gamma} \quad (\text{面})$$

によって表され、Bernshteyn ら⁽²⁶⁾はこのような格子変換を用いて転位のバーガスベクトルの変化を調べた。この場合、A型と名づけられる $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle_r \rightarrow a\langle 100 \rangle_{\alpha'}$ タイプと、B型と名づけられる $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle_r \rightarrow \frac{a}{2}\langle 111 \rangle_{\alpha'}$ タイプの2つがある。ただし、 a は格子定数である。

Shyne ら⁽²⁷⁾はこのほか部分転位についても考慮したが、オースフォームの場合転位は拡張しないので、ここでは考えないことにする。

表3は田村による計算結果⁽²⁸⁾であるが、B型が受け継がれやすいことを示している。本実験における作動すべり系である $(111)[10\bar{1}]$ と $(1\bar{1}\bar{1})[011]$ はいずれもB型に属しているので、エネルギー的にも継承されやすいことが分かる。

表3 転位の継承に伴うエネルギーの変化

型		A	B
		$(111)[10\bar{1}]$	$(1\bar{1}\bar{1})[011]$
オーステナイト	b	$\frac{a}{2}[110]$	$\frac{a}{2}[101]$
	b^2	6.683	6.683
マルテンサイト	b	$a[010]$	$\frac{a}{2}[111]$
	b^2	8.213	6.160
エネルギーの増減		増	減

6. む す び

オースフォーム鋼の機械的性質と組織との関係を多くの合金系について調べ、次の結論を得た。

- (1) オースフォーム鋼の強化は、組織中に存在する微細なセル構造に依存する一種の結晶粒微細化効果である。
- (2) セル組織は準安定オーステナイトの加工によって発生し、変態を経由してマルテンサイトに受け継がれる。
- (3) ある温度以上の加工では、その鋼の積層欠陥エネルギーの値に関係なくセル組織が形成される。
- (4) セル壁は炭化物の析出によって強化され、相対的にセル内部の析出は抑制される。その結果、高温の焼戻しに至るまでセル組織が維持され、耐焼戻し性は向上する。

(5) Cr や Mo などの強炭化物形成元素を含む鋼は上記の理由により2次硬化が不明瞭になる。

一方, Ni や Co などを含む鋼では, オースファームに関係なく2次硬化する。

本研究に当たり, 実験に御協力いただいた金属材料技術研究所主任研究官宮地博文氏ならびに(株)神戸製鋼所顧問荒木透氏に深く感謝する。

参 考 文 献

- (1) 例えば, W.M. Justasson & D.J. Schmatz: Trans. ASM Quart., 55 (1962), 640.
- (2) 例えば, Y. Hosoi & K.E. Pinnow: Trans. ASM, 53 (1961), 591.
- (3) A. J. McEvily Jr. et al.: ibid., 56 (1963), 753.
- (4) 田村, 吉村, 茨木, 多賀谷: 日本金属学会誌, 27 (1963), 206.
- (5) 渡辺, 荒木, 宮地: 鉄と鋼, 53 (1967), S 426.
- (6) 細井: 同上, 48 (1962), 940.
- (7) S. V. Radcliffe & E. B. Kula: Fundamentals of Deformation Processing, (1964), 321, Syracuse Univ. Press.
- (8) B. R. Banerjee et al.: Trans. ASM., Quart., 56 (1963), 629.
- (9) G. Thomas et al.: High-Strength Materials, (1964), 251, John Willey.
- (10) 茨木, 吉村: 日本金属学会誌, 29 (1965), 1171.
- (11) 渡辺, 荒木, 宮地, 安中: 鉄と鋼, 53 (1967), 893.
- (12) 渡辺, 荒木, 藤木: 同上, 53 (1967), 1294.
- (13) S. Watanabe, T. Araki, H. Miyaji: Trans. JIM, 19 (1968), 111.
- (14) 渡辺, 荒木, 宮地: 鉄と鋼, 54 (1968), S 217.
- (15) 渡辺, 三木, 宮地: 同上, 54 (1968), S 541.
- (16) 渡辺, 齋, 宮地: 同上, 54 (1968), S 542.
- (17) 渡辺, 荒木, 宮地: 同上, 55 (1969), 797.
- (18) 荒木, 渡辺, 宮地: 鋼の強靱性国際会議論文集, (1971), 171.
- (19) 久保寺, 中岡, 長嶺: 鉄と鋼, 52 (1966), 1171.
- (20) 阿部, 伊藤: 日本金属学会誌, 31 (1967), 1300.
- (21) 阿部, 伊藤, 福元: 同上, 31 (1967), 37.
- (22) I. L. Dillamore & W. T. Roberts: Acta Met., 12 (1964), 281.
- (23) M. A. Jaswon & J. A. Wheeler: Acta Cryst., 1 (1948), 216.
- (24) F. C. Frank: Acta Met., 1 (1953), 15.
- (25) J. S. Bowles & J. K. Mackenzie: ibid., 2 (1954), 224.
- (26) M. L. Bernshteyn & M. A. Shtremel: Phys. Met. Metallog., 15 (1963), 76.
- (27) J. C. Shyne & W. D. Nix: Acta Met., 13 (1965), 869.
- (28) 田村: 鉄鋼材料強度学, (1969), 202, 日刊工業.