

特 別 講 演

鋼における強化機構*

R. W. K. ハニカム

Strengthening Mechanisms in Steels

R. W. K. HONEYCOMBE

1. 結 言

鋼は永年にわたって最も重要な工業材料として使用されてきたが、今後も永くその位置は保たれるに違いない。そのゆえんは、鉄を主体とする種々の合金が、きわめて広汎な強度範囲をくまなくカバーしうる点にある。すなわち、12~15 t/in² 程度の軟鋼の比較的低い降伏強度から 200 t/in² を超える特殊鋼の強度にまでおよんでいる。その範囲の広さを図式的に示したのが図1であるが、転位を含みぬ鉄のひげ結晶をも含めると、その強度範囲はさらに伸びて、優に 10⁶ psi を越えることが分かる。一方低い方はと云えば、純鉄の単結晶が挙げられる。ここで注意しておきたいことは、不純物としての炭素量が 1 ppm よりずつと少い高純度の鉄単結晶はきわめて低い強度をもつということである。図2はこのような材料の応力-歪曲線であるが、降伏点近傍の変形応力は室温でたかだか 2,000 psi に過ぎず、また鋭い降伏点も見られない。この講演の目的は、鋼の種々の強化機構が今やすべて転位と溶質原子や析出物との相互作用にもとずいて合理的に説明しうることを示すことにある。しかしながら、個々の挙動にはもつと深く追究すべき多くの問題がある。強化機構を述べるに当たっては、まず固溶元素とくに侵入型固溶元素としての炭素（および窒素）原子の役割から始めるのが至当であろう。

2. 固溶体硬化

COTTRELL と BILBY の古典的な研究によれば²⁾、鉄中の炭素原子は転位と弾性的な相互作用をもち、その結果炭素原子は転位のところに偏析し、転位を固着する。この着想から降伏点降下現象に関する理論が生れたのである。すなわち、炭素雰囲気から転位をひき離すのに高い降伏応力を必要とするとした。しかし最近に至り³⁾、いったん固着された転位が再び自由になることは殆んどおこらず、新しい転位の発生に伴って降伏現象がおこるといことが理解されるに至った。一定の歪速度のもとでは、変形応力の低下は、新しい転位の数の増加につれて転位の速度が減少するためにおこるのである。すなわち $\dot{\epsilon} = Nvb$, $v = k\tau^m$ ここで、 τ は応力、 $\dot{\epsilon}$ は歪速度、 N は転位の数、 v は転位の速度、 b はパーガス・ベクトル、 k および m は材料によつてきまる定数である。

現在では多くの実験事実から知られているように、普

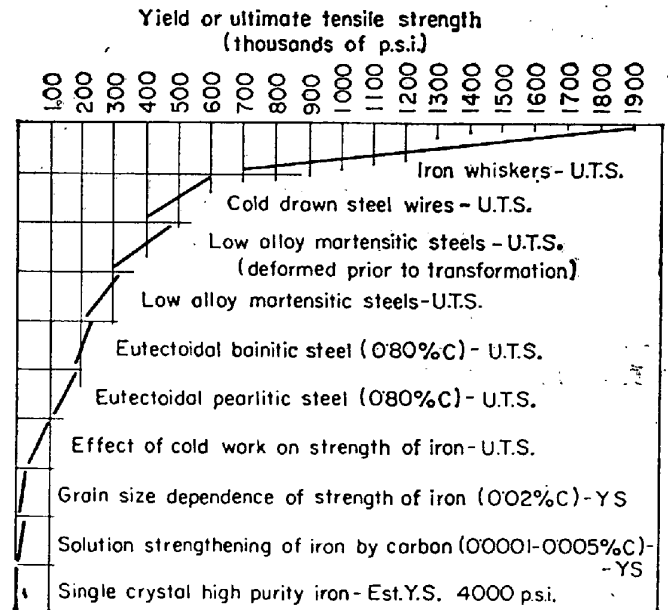


図1 鋼の強度分布 (ZACKAY)

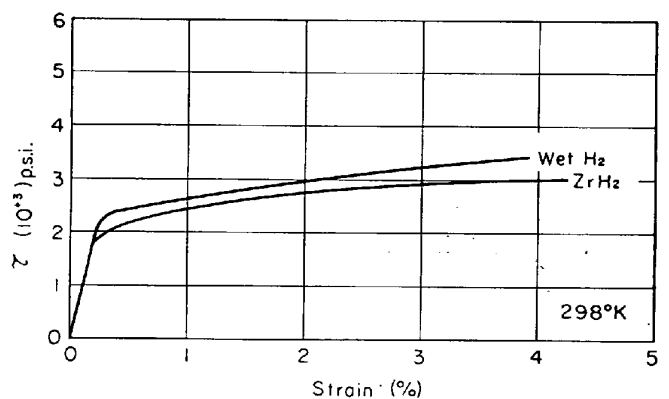


図2 鉄単結晶（炭素量約5×10⁻³ppm）の応力-歪曲線

* 昭和41年7月4日大阪科学技術センターにての特別講演
昭和41年9月19日受付

翻訳 京都大学工学部教授 工博 高村仁一

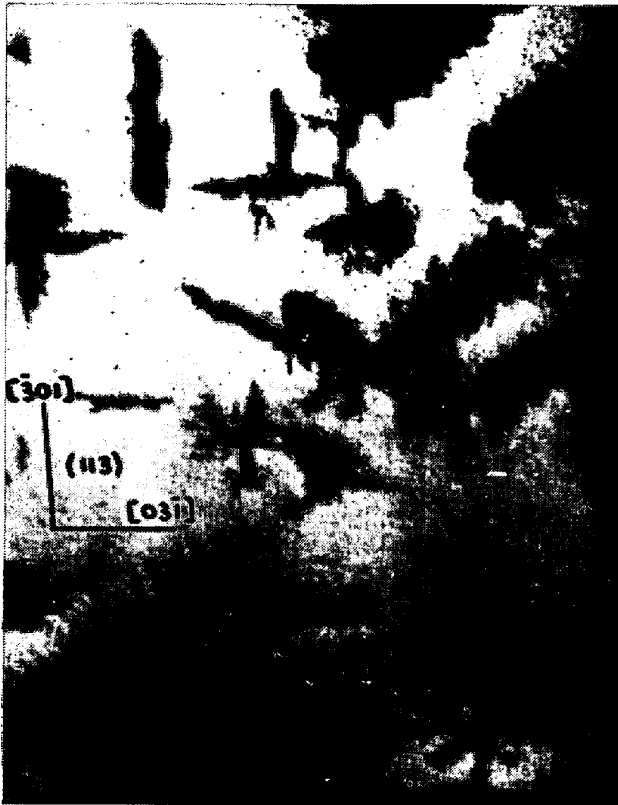


写真 1 炭素鋼における ϵ 灰化物の析出 (690°C より焼入れ後室温で18ヵ月放置) $\times 24,000$ (3/5) (HALE and MCGLEAN)

通常の純鉄における転位は鉄炭化物粒子によつて強く固着される。例えば、鉄を 650°C から急冷すると、 α -鉄の中に炭素が過飽和に固溶される。しかしこれを 100~300°C の温度範囲で時効すると、鉄の炭化物が転位のところや生地に析出してくる⁴⁾(写真 1)。 α -鉄中ではこれらの温度でも、炭素の固溶限が非常に低いために、炭化物の析出はかなり純度の高い鉄においても十分におこりうるであろう。また降伏点のところでも新しい転位が生

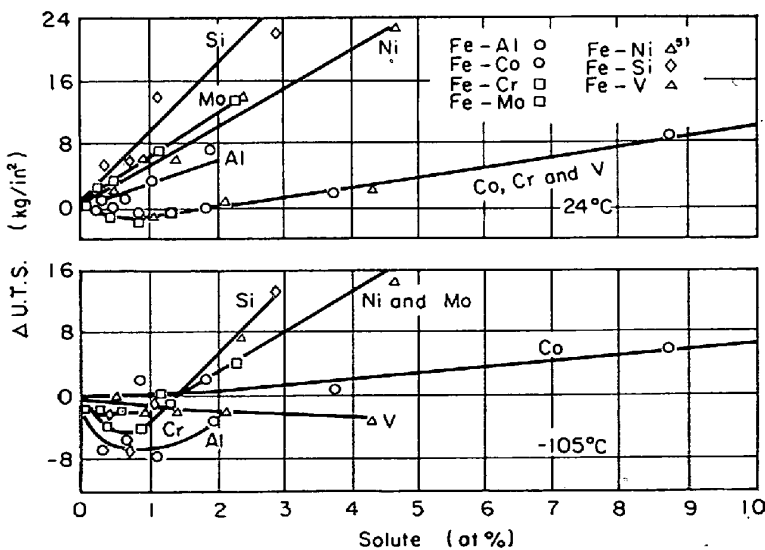


図 3 α -鉄の抗張力におよぼす固溶元素の影響 (NUNES)

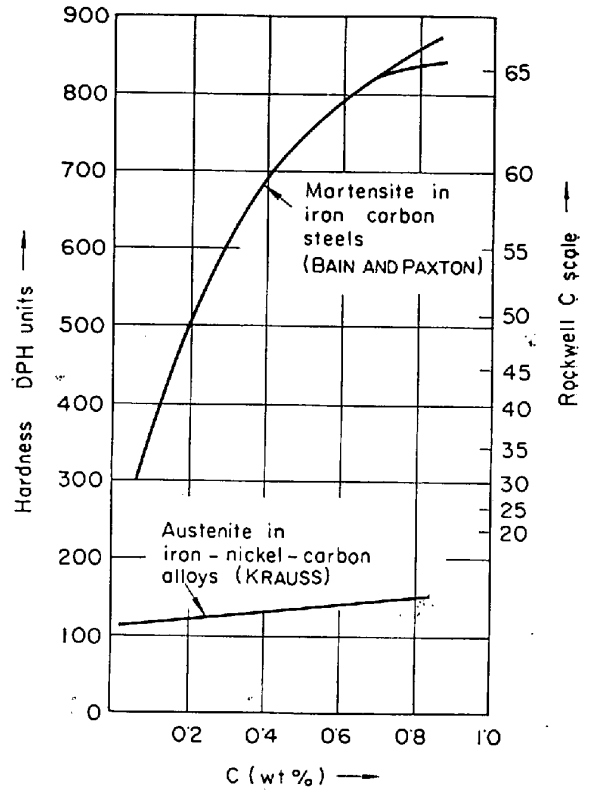


図 4 オーステナイトとマルテンサイトの硬度におよぼす炭素の影響 (COHEN)

れても、その変形応力は依然としてかなり高い。したがつて、運動する転位の摩擦力、すなわち均質固溶体における溶質原子の存在による応力が強化の要因であると結論される。

置換型の元素もまた固溶体硬化に寄与する。これに関するデータは侵入型溶質原子の存在に妨げられて必ずしも正確といひ難いが、燐^{*}、ニッケルやモリブデンなどは硬化への寄与が著しい。これに対してクロム、コバルトやバナジウムなどは少量 (1~3%) では殆んど硬化に寄与しない (図 3 参照)。もし炭素との相互作用の影響を除けば、置換型元素による強化作用は原子直径や原子価の差異によつて定性的に説明される。

3. マルテンサイト

マルテンサイト反応は、脆化を伴うのが難点ではあるが、疑いもなく鋼の最も注目すべき強化機構の一つである。マルテンサイトがなぜ硬いかと云うことは、今までいろいろと議論されているが、少くとも次の 3 つの機構が寄与していることは疑いない。すなわち

1. 侵入型固溶硬化
2. 高い転位密度
4. 析出炭化物の存在

鉄-ニッケル-炭素系マルテンサイトに関する WINCHELL と COHEN⁷⁾ の実験によれば、変

* 訳者注 ケイ素

形応力は炭素濃度に著しく依存し(図4), 強化は主として侵入型固溶硬化によつておこる. その効果はおもに炭素原子によるフェライト格子の非等方的歪によるもので, それが転位の応力場と強い相互作用をもつためである⁹⁾. 安定なオーステナイトでは同じように炭素量を増加しても, 歪が等方的なため, その効果はきわめて小さい(図4).

電子顕微鏡薄膜観察によれば⁹⁾, マルテンサイトでは転位密度がきわめて高く, しかも 50-200 Å 巾の細かい双晶が層状をなしているのがよくみられる(写真2). 強加工材における同じように, 高密度の転位が強化に効いていることは疑いもないが, 細かい双晶の存在もまた付加的強化に役立つと思われる¹⁰⁾. しかしこの双晶組織は, きわめて硬度の小さい低炭素鉄-ニッケルのマルテンサイトでもすでにみられており(図4), したがって強化への寄与はさほど重要とは思われない.

WINCHELL と COHEN の研究によれば, できたてのマルテンサイト, すなわち非常に低い M_s 点(-40°C)でできたマルテンサイトは, 室温で放置されたマルテンサイトよりもかなり軟かい(図5). 明らかに, サブゼロ温度においてさえ炭素原子の移動によつてマルテンサイトの時効がおこり, 細かい炭化物が析出するに至る. 析出物の寄与を正確に評価することは難かしいが, 0.8%炭素鋼に対する最近の評価によれば¹⁰⁾, 高炭素マルテンサイトの強度の半分は固溶体硬化であり, 残りの硬化量の大部分は転位への炭素の凝集あるいは微細析出物によつて説明されねばならない. たいていのマルテンサイト組織は細かい炭化物を含んではいるが, 顕著な時効硬化がおこるのは, 低温(例えばサブゼロ温度)でできたマルテンサイトに限られる.

4. マルテンサイトの焼戻し



写真2 1%炭素鋼のマルテンサイト, 細かい双晶に注意 ×30,000 (3/5)
(KELLY and NUTTING)

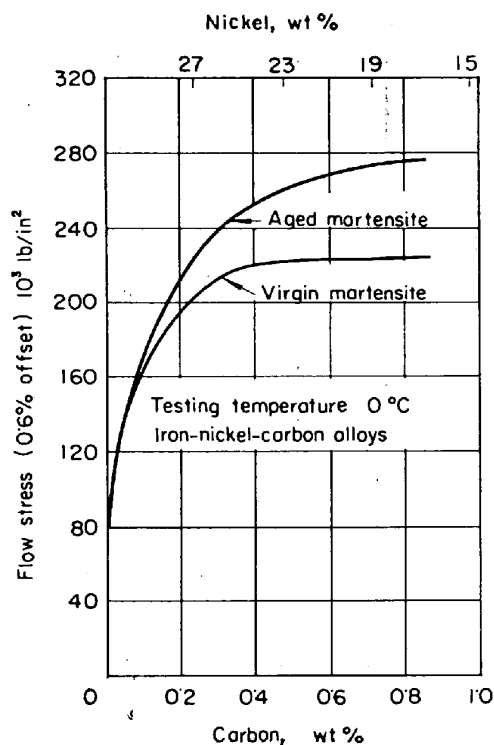


図5 マルテンサイトの降伏応力におよぼす時効の影響 (WINCHELL and COHN)

炭素鋼では, 焼入マルテンサイトを 100~700°C の温度範囲で焼戻しすると, 靱性の向上に伴ない, 次第に軟化がおこる. これは, 組織的には温度上昇につれてセメントタイトが, 細かい棒状のウイドマンステッテン配列から球状の粗大粒に成長する結果である. しかし炭化物形成元素, 例えばモリブデン, バナジウム, あるいはタングステンなどを添加すると, 500~600°C の焼戻し温度範囲で硬化現象がおこり, しばしば焼入直後の硬さにまで達することがある(図6).

この硬化はセメントタイトが分解して新たに V_4C_3 や Mo_2C などの合金炭化物が形成されるためである. これらの炭化物は, 焼入マルテンサイト内の転位上に優先的に微細な整合度のよい析出物として形成される¹¹⁾¹²⁾. これらの微細な析出物は二次硬化ピークが現われるだいぶ前から見出されるが, 硬さがピークを示すところでは, 針状 Mo_2C の長さは普通 100 Å 程度, 太さは 15 Å 程度となる. バナジウム炭化物は薄い板状に立方晶面上に析出するが, ピークのところでは直径約 100 Å, 厚さは 10 Å 程度となる.

二次硬化反応はさらに合金元素を添加すると, 一層効果的になる.

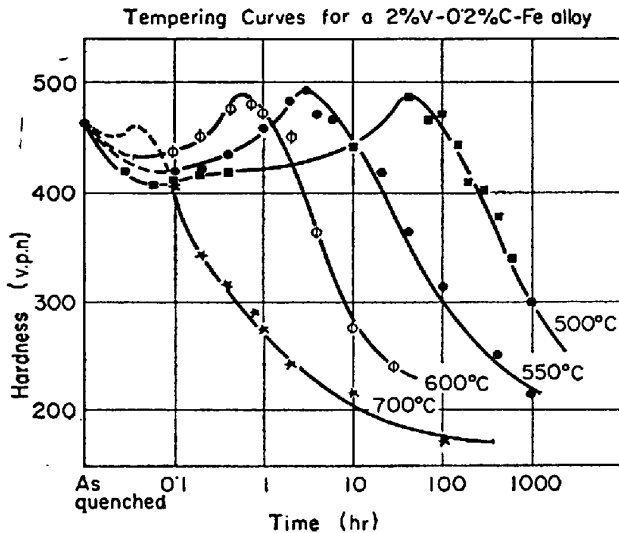


図6 2%バナジン 0.2%炭素鋼における二次硬化 (RAYNOR and HONEYCOMBE)

特にニオブやチタンのような強い炭化物形成元素は少量 (<0.1%) でピーク硬度を著しく増加させ、しかも過時効を遅らせる傾向がある¹³⁾。組織を調べてみると一次合金炭化物の成長速度におよぼす影響も無視し得ないが、その効果は主として二次炭化物たとえば NbC や TiC の微細分散によることが分かる(写真3)。

5. マルテンサイトの強化

近年あたらしい幾つかの方法がマルテンサイト鋼の強度の向上に用いられてきている。おそらくオースフォーム法が最もよく知られていると思うが、それは準安定なオーステナイトの状態、いわゆるオーステナイトの

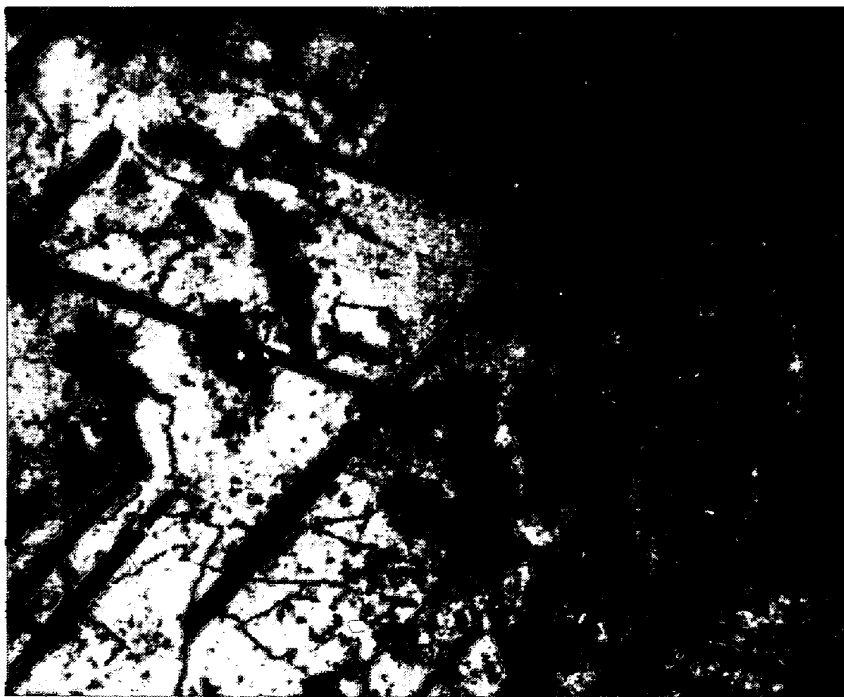


写真3 0.2%炭素 4%モリブデン 0.1%ニオブ鋼の焼戻組織 (焼入後 700°C で 6 時間焼戻) ×50,000 (2/3)

‘bay’ のところで鋼を塑性変形させる法である¹⁴⁾¹⁵⁾。この状態ではオーステナイト中で炭素は過飽和状態となるが、加工操作の結果生ずる密な転位網は微細な炭化物の分散と絡らんで、オースフォーム後の冷却中におこるマルテンサイト反応と重なり合う。オーステナイト粒はオースフォーム中に圧延方向に伸び、マルテンサイト葉は次第に小さくなる。このことから明らかなように、微細な初期オーステナイト粒もマルテンサイト葉の微細化と共に、オースフォーム鋼の強度の向上に寄与している。オースフォームされたマルテンサイトはまた、普通に熱処理された場合よりも正方形的傾向は少ないが、これが多くの(全部ではないが)オースフォーム鋼の特徴である優れた靱性の支配的因子であろう。

しかしながらオースフォームに対しては不明な点がかなり多い。特に組成の違う鋼の示すいろいろ異なる挙動は理解し難いが、オーステナイトの加工硬化特性や積層欠陥エネルギーが、オースフォーム中に析出すると思われる特定の炭化物と共に、重要な因子であることは明瞭である。

6. マルエージング

高張力鋼のもう一つの重要な進歩はマルエージング鋼であるが、これは炭素量を 0.02% 程度にまで下げて炭化物の析出をなくし、その代わりに低炭素マルテンサイトの焼戻し中に金属間化合物を析出させるのである。MILLER と MITCHELL¹⁶⁾の最近の研究によれば、18%Ni-8%Co-7%Mo 鋼で著しい焼戻し硬化をおこさせる析出物は Fe₂Mo であるが、もし Mo を 1.5%Ti で置き換えると、Ni₃Ti が形成される。商用マルエージング鋼にはモリブデンもチタンも入っているため、Fe₂Mo と Ni₃Ti の両方が見出されており、前者は円板状、後者は針状をなしている。これらの鋼の靱性の向上はおそらくこれらの析出物の具合のいい分散に起因するものであろう。例えばモリブデンは旧オーステナイト粒界へ析出しようとする傾向を抑える役目をしている¹⁷⁾。

7. オーステナイト鋼

オーステナイト鋼は一般にフェライト鋼よりも優れた高温特性をもっている。この性質は、析出反応などで組織が複雑化する前の固溶体の状態ですでに明らかなことで、面心立方晶(オーステナイト)と体心立方晶(フェライト)とにおける転位の挙動の差から一般的にいえることである。すなわち、体心立方格子では障害物を避けるための転位の上昇運動や熱活性化過程の交叉すべりが、面心立方格子におけるよりもはるかに容易におこりうる。これは、同じような温度でも自己拡散がフェライト中でオーステナイト中よりも容易なためとか、変形様式の結晶学的相違とかによるものである。これらの機構は、亜粒界の形成を伴う回復過程にとって重要であつて、クリープ中の軟化が、たとえ他の条件が変らなくとも、フェ

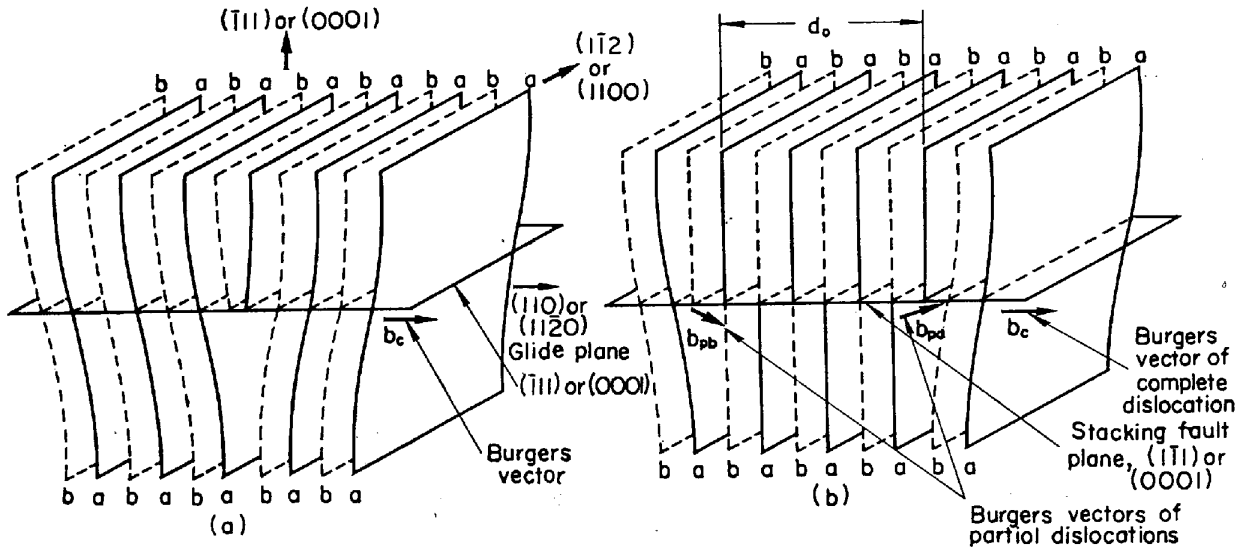


図7 面心立方晶における転位の分解 (SEEGER)

ライト鋼の方がオーステナイト鋼よりも容易なのはこのためである。

しかしながら、オーステナイト鋼のクリープ抵抗は、その中の転位の微細構造によつて著しく変化する。すべての面心立方構造における転位は、生地の積層欠陥エネルギーの大小によつて多かれ少なかれ部分転位に分かれている(図7)。積層欠陥エネルギーが小さいほど積層欠陥を含む部分転位間の拡張度が大きく、そのため回復に関係する過程すなわち交叉すべりや上昇運動が一層困難になる。

われわれは積層欠陥エネルギーが組成と共にいかに変化するかについては幾らか知っている。例えば、ニッケルは積層欠陥エネルギーをあげるが、クロムは下げる¹⁸⁾。その大体の傾向は、その合金元素が焼鈍双晶の発生頻度を増加させるかどうか、また不安定状態ではεマルテンサイト(六方稠密晶)ができ易いかどうかで分かる(写真4)。一般に、原子価の高い金属たとえばクロム、マンガンやケイ素などは積層欠陥エネルギーを下げるが、一価の金属たとえば銅やニッケルは殆んど影響を与えないか、あるいは積層欠陥エネルギーを増加させる。

したがつて他の条件が同じなら、オーステナイト地はクリープ抵抗をあげるのに有効な出発点となりうるといえよう。たとえば鉄-ニッケル-クロム地を鉄-マンガン-クロム地に変えれば、積層欠陥エネルギーは低くなる。また積層欠陥エネルギーは、冷間加工によるオーステナイトの強化を考える際にも大切である。すなわちマンガンやクロムのような元素は加工硬化度をあげるが¹⁹⁾

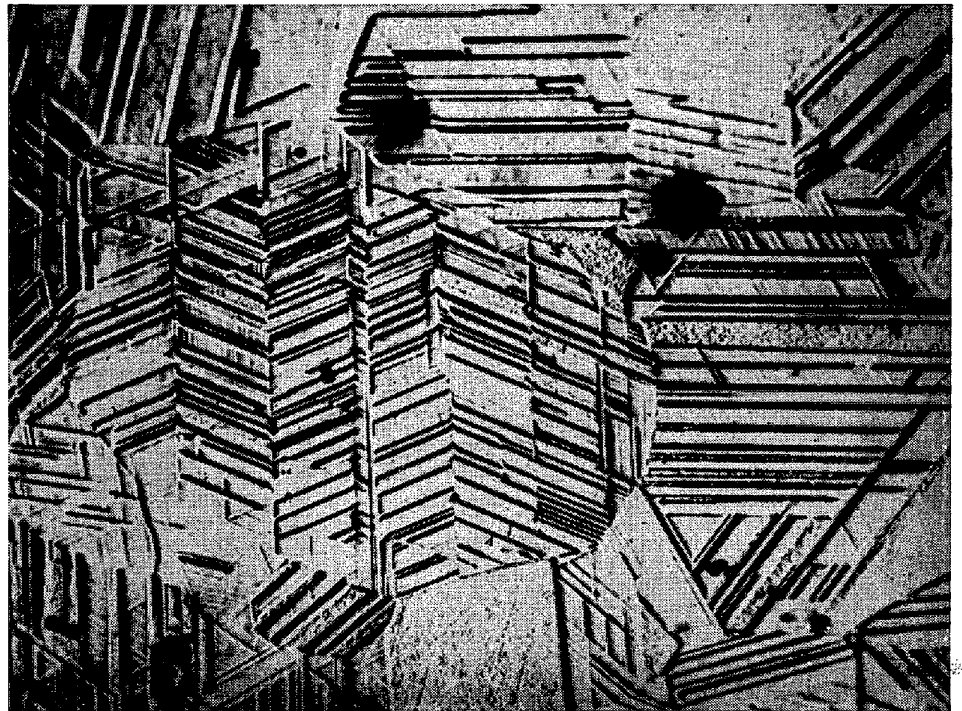


写真4 14% クロム 14% マンガン鋼のεマルテンサイト (SONDERSON and HONEYOMBE) ×300 (3/5)

これは積層欠陥エネルギーが下がつて、交叉すべりによる変形中の回復、つまり面心立方金属および合金の変形における stage III に関する過程が困難になるためである。オーステナイトでも不安定な組成のものを用いると、加工中にマルテンサイトが形成されて著しく硬化するが、もし安定なオーステナイトを使えば、積層欠陥エネルギーだけの役割が明らかとなる。

強い生地が得られたら、次は析出をうまく利用して一層の強化をはかることである。考へる反応は非常にたくさんあるので、ここでは多くのデータから次第に明らかになりつつある基本的な原理といつたものを主として強調して置きたい。

次の2つの典型的な析出物が有効であることが分かっている。すなわち

1. 炭化物

これらには $M_{23}C_6$, NbC, TiC などがあるが、いずれも適当な熱処理によつてオーステナイト地に細かく分散させることができる。

2. 金属間化合物

これにもまた多くの可能性があるが、最も有効な析出物は Ni_3Ti とか $Ni_3(TiAl)$ の組成をもつ面心立方型 γ' 析出物である。耐熱性ニッケル鋼の強化に役立つている析出物はこれである。

次に高温特性に支配的役割を果すこれらの炭化物や金属間化合物の析出を形態学的にもつと詳しく調べてみよう。

8. 炭化物の析出

炭化物の析出は形態学的にいろいろな場合があり、それに応じて機械的性質に対する効果も異なる。

1. 粒界析出
2. 転位への析出
3. 生地への析出
4. 積層欠陥への析出

粒界への析出は普通はほとんど強化をもたらさない。例えば 18-10 不銹鋼の粒界への $M_{23}C_6$ の析出は、靱性を劣化こそすれ、室温強度には殆んど寄与しない。しかし高温では、粒界すべりを減少し、そのためクリーブ破壊につながる粒間における空洞の形成を抑制する点からいえば有用である。

オーステナイト鋼にみられるたいていの炭化物、たとえば $M_{23}C_6$ とか NbC や TiC などは転位のところに優先的に析出する傾向がある。この傾向はとくに NbC, TiC, V_4C_3 などの単純立方型炭化物に著しく、時効処理中や溶接部の冷却時、あるいは高温での使用に際して、転位への優先析出がみられる。この現象は高温における使用条件のもとで強度を上昇させはするが、粒内の転位の運動を拘束し、そのため粒界すべりを助長して急激な靱性劣化をもたらす(図8)。18-12-1Nb 型の鋼も、溶接の際などに高温で溶体化処理をうけると、固溶体中の NbC の濃度が高くなり、やがて転位上に析出し、極端な場合には溶接割れをひきおこしたりする。この問題の1つの解決法は、ニオブをぬいて次の例に示すように、モリブデンやボロンを加えることである²⁰⁾。

C Cr

FV-355(316型) 0.05 16.5

Ni Mo Nb B

11.5 2.4 — 0.005

ボロン添加は破壊強度にきわめて有効であるが、これは炭素の固溶

度を下げ粒界への大きな一次炭化物の形成を促し、その結果粒界すべりを抑制するためである。また粒界拡散を低下させる可能性もある。

生地の炭化物析出についていえば、これはオーステナイト鋼ではあまり多くない。それは恐らく炭素含有量が一般に低く(0.1%以下)、またオーステナイトではたいていの炭化物の固溶度が小さいために、析出が粒界や転位のところに優先的に起こるためであろう。しかし $M_{23}C_6$ や V_4C_3 は比較的溶けやすく、高炭素鋼(0.3%)では生地に多量に析出する²¹⁾。生地析出の重要な特徴の1つは、粒界近傍でしばしばみられる析出物のない領域の存在である。これは主として粒界への原子空孔の拡散消滅によ

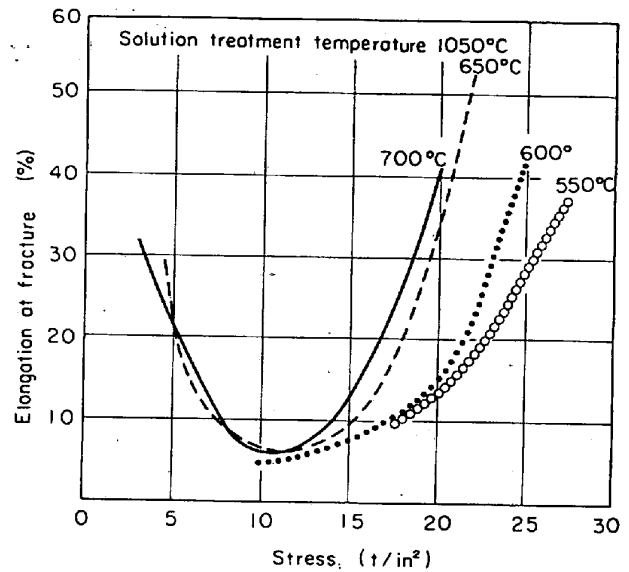


図8 18-12-1Nb 鋼の 550°C~700°C における靱性と破断応力との関係 (IRVINE ら)

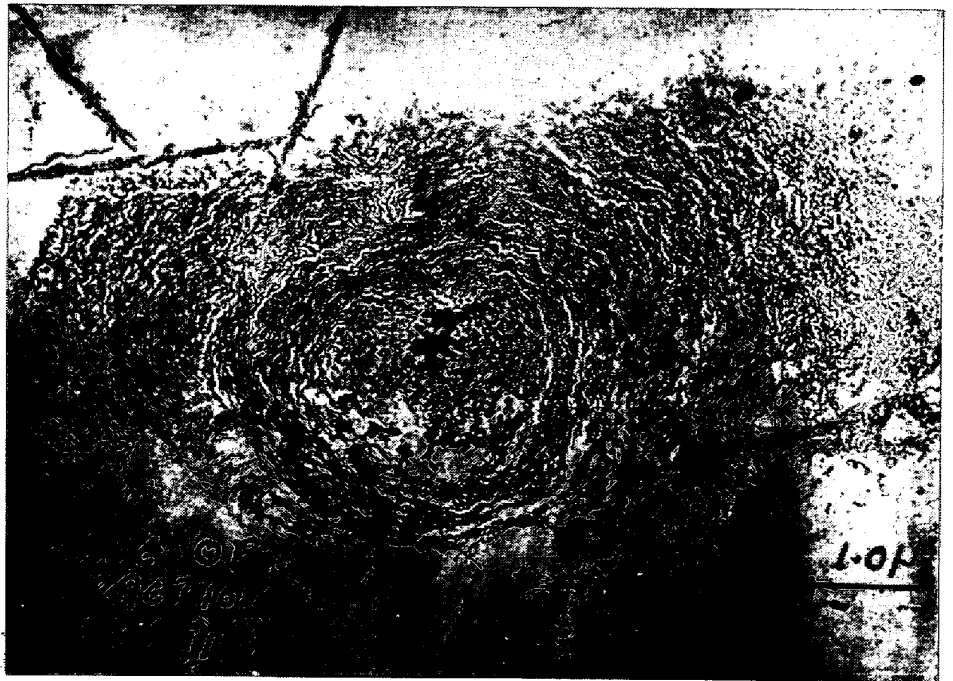


写真5 18-12-2 Ta-0.1鋼の 700°C 100 時間時効組織 (抽出レプリカ) ×14,000 (3/5)

る空孔の枯渇によるもので、その結果生地析出の核として働らかなくなるためである。このような枯渇帯は結晶の他の部分よりも強くないだろうから、高温ではクリープ変形の集中する場所となり易い。理想的に言えばそれは避けるべきであつて、そうすれば粒界は脆化に対して安定になるはずである。

最近の研究によれば、NbC, TiC, TaC や V₄C₃ などの単純立方型炭化物やある種の窒化物は、積層欠陥との関連のもとに析出して、直径5ミクロンまでの非常に細かい円板状を呈する²²⁾³³⁾(写真5)。このような板状の析出につれて積層欠陥の中は次第に拡がっていくが、その際動き出した部分転位が炭化物の優先析出の核として働くわけである。析出粒子の大きさがある臨界値に達すると、部分転位ははじかれて新しい位置に上昇し去つて、そこでまた核形成を繰り返す。このようにして形成される板状析出物はやがて互に出会い、結晶粒を特定の下部組織に分割する。この結果、室温ならびに高温における機械的性質が著しく改善される。図9は、35Ni-15Cr-1Ti-0.1Cのオーステナイト鋼の1300°Cでの溶体化処理後700°C時効による降伏点の上昇を示す。積層欠陥への析出は700°Cで約10hr後から始まり、その降伏応力は22,000 psiから60,000 psiにまで増加するが²⁴⁾、溶体化処理後3%の予歪を与えるとほぼ70,000 psiにも達する。

この強度上昇は積層欠陥密度の増加にもよるが、また分解しない転位上へのNbCやTiCの大量析出によるものである。高温での引張試験やクリープ試験の結果、積層欠陥への析出による強化は800°Cでもなおかなり認められる。この強化の原因は主として細かい析出物の壁で転位の運動が妨げられるため、この意味では結晶粒界のような働らきをするが、高温で結晶粒界の示す空孔形成や粒界破壊の傾向をあらわすことはない。

9. 金属間化合物の析出

オーステナイト鋼の最も高い強度は金属間化合物の析出によつて得られる。それはアルミニウムやチタンのような問題の合金元素の固溶度が温度と共に大きく変化するので、炭化物よりもはるかに大きな体積比で金属間化

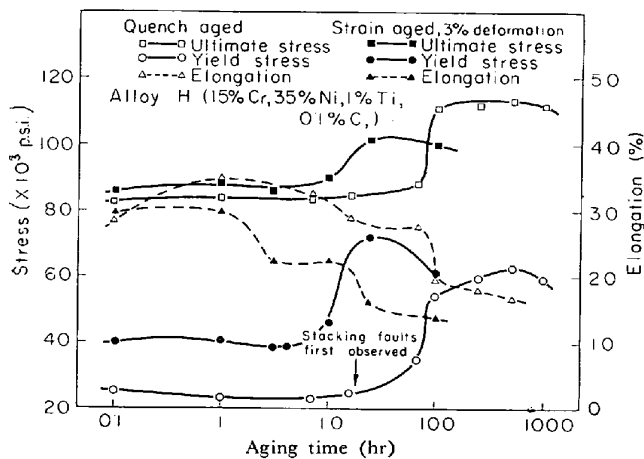


図9 35% Ni, 15%Cr, 1%Ti, 0.1%C 鋼の時効と機械的性質 (HARDING and HONEYCOMBE)

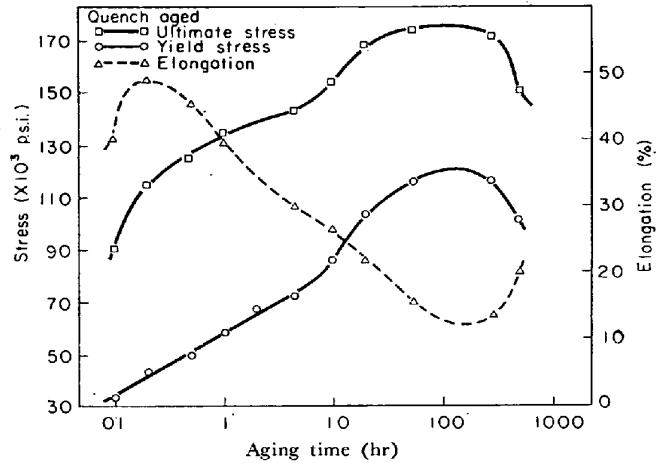


図10 35%Ni, 15%Cr, 3.5%Ti, 0.25%C 鋼の時効と機械的性質 (HARDING and HONEYCOMBE)

合物の析出が可能だからである。例えば15%Cr-25%Ni鋼に対しては、1200°Cで6 at.%のAlと2.75 at.%のTiが固溶しうることが知られている²⁵⁾。アルミニウムとチタンはNi₃(Al, Ti)型の相として析出し、面心立方晶である。この相はオーステナイト中にはじめウイドマンステッテン状に整合析出し、この鋼の強化に著しい寄与を示す。高ニオブ(タンタル)合金では斜方晶のNi₃Nbとなるが、これもまた非常に効果的な強化相である。Ni₃Tiの強化作用は図10から明らかなように、15%Cr, 35%Ni, 3.5%Ti, 0.25%Cを含む高純合金の強度は700°Cの時効処理で、初めは積層欠陥への析出により、後ではNi₃Tiの析出によつて著しく上昇し、これらの複合効果ではほぼ120,000 psiにまで達する。

これらのオーステナイト鋼における1つの問題は、このγ'相がその過時効の際に他の相で置換されるのを防ぐことである。例えば六方晶のη相、やはりNi₃Tiであるが、これは粗い針状か薄片状あるいは粒界セル構造をなして析出する。これはいずれも機械的性質に有害である。六方晶型Laves相*のFe₂MoやFe₂(TiNb)なども一樣に分布すれば幾分強化作用はあるが、多くの場合粗い板状か粒界に塊状に析出し、強化には有害である²¹⁾。その他の有害な相としては、平衡状態で析出する正方晶のσ相と立方晶のλ相とがあり、いずれも粒界にかたまる傾向がある。この種の鋼の高温強度を改善する1つの方法としてはつきりしていることは、析出物と生地の不整合度を減らすような元素を添加してγ'相を安定化させることである²⁶⁾。つまり析出物と生地の格子の整合度がよくなるほど、過時効現象がおそくなる。このためには、例えばコバルトを添加するとかニッケル量を増やすとかして生地の格子常数を減らすか、あるいは逆にNi₃X型析出物の方の格子常数を大きくする目的で、例えばチタンやモリブデンを加えてNi₃Alの格子常数を増加させるのもよいであろう²⁷⁾。

10. 結 言

この講演では時間の都合上、鋼の強化にとつて重要な

* 訳者注: A₂B型の金属間化合物

2, 3 の機構についてきわめて簡単にしか触れることができなかった。まだ成すべき多くの研究が残されているが、近代技術の応用のお蔭でわれわれはいまや、高い強度をもたらす組織を詳細に調べることが可能となった。しかしながら、すぐれた結果を与えるような組成と熱処理を正確に予測することは、現在ではまだきわめて困難である。にもかかわらず幾つかの指導原理はすでに現われつつあり、新しい鋼の開発には現状よりも一層経験的要素が少なくなる筈である。

この講演は文献に掲げられた方を含め多くの人々の研究に負うところが多い。特にその貴重な研究に対するシェフィールド大学での協力者に深甚の謝意を表する。

文 献

- 1) D. F. STEIN, J. R. LOW and A. U. SEYBOLT: *Acta Met.*, 11 (1963), p. 1253
- 2) A. H. COTTRELL and B. A. BILBY: *Proc. Phys. Soc.*, A62 (1951), p. 490
- 3) W. G. JOHNSON and J. J. GILMAN: *J. Applied Phys.*, 30 (1959), p. 129; 33 (1962), p. 2050
- 4) W. C. LESLIE et al.: *Acta Met.* 7 (1959), p. 632
- 5) K. F. HALE and D. McLEAIN: *J. Iron Steel Inst. (U.K.)*, 201 (1963), p. 337
- 6) J. NUNES: *J. Iron Steel Inst. (U.K.)*, 204 (1966), p. 371
- 7) P. G. WINCHELL and M. COHEN (U.K.), *Trans. Amer. Soc. Metals*, 55 (1962), p. 347
- 8) R. L. FLEISCHER: *Acta Met.*, 10 (1962), p. 835
- 9) P. M. KELLY and J. NUTTING: *Proc. Roy. Soc.* A259 (1960), p. 45
- 10) P. M. KELLY and J. NUTTING: *Iron and Steel Inst.* 1965, Special Report. No. 93, Physical Properties of Martensite and Baintite.
- 11) E. TEKIN and P. M. KELLY: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 203 (1965), p. 715
- 12) D. RAYNOR, J. A. WHITEMAN and R. W. K. HONEYCOMBE: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 204 (1966), p. 349
- 13) J. J. IRANI and R. W. K. HONEYCOMBE: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 203 (1965), p. 826
- 14) V. F. ZACKAY and W. M. JUSTUSSON: *Iron and Steel Inst. Special Report 76 (1962)*, "High Strength Steels".
- 15) W. E. DUCKWORTH and P. R. TAYLOR: *Iron and Steel Inst., Special Report 86 (1965)*, "High Alloy Steels"
- 16) G. P. MILLER and W. J. MITCHELL: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 203 (1965), p. 899
- 17) W. STEVEN: *Iron and Steel Inst. Special Report No. 86, (1964)*, p. 115
- 18) D. DULIEU and J. NUTTING: *Iron and Steel Inst. Special Report No. 86, (1964)*, p. 140
- 19) D. T. LLEWELLYN and J. D. MURRAY: *Iron and Steel Inst. Special Report No. 86, (1964)*, p. 197
- 20) H. W. KIRKBY: *Inst. Mech. Eng.*, 180 (1966), p. 1
- 21) E. J. DULIS: *Iron and Steel Inst. Special Report 86, (1964)*, p. 162
- 22) J. S. T. VAN ASWEGEN, R. W. K. HONEYCOMBE and D. W. WARRINGTON: *Acta Met.*, 12(1964), p. 1
- 23) J. M. SILCOCK: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 201 (1963), p. 409
- 24) H. J. HARDING and R. W. K. HONEYCOMBE: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 204 (1966), p. 259
- 25) K. J. IRVINE, D. T. LLEWELLYN and F. B. PICKERING: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 199 (1961), p. 153
- 26) F. G. WILSON and F. B. PICKERING: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)*, 204 (1966), p. 628
- 27) R. W. GUARD and J. R. WESTBROCK: *Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng.*,