

## 鋼の熱間変形抵抗におよぼす微量合金成分の影響

長崎 千裕\*・木原 諄二\*

Dependence of Flow Stress of Steels at Elevated Temperature on the Content of Micro Alloying Elements

Chihiro NAGASAKI and Junji KIHARA

**Key words :** deformation resistance ; flow stress ; mean flow stress ; steel ; austenite ; effect of carbon content ; effect of micro alloying element ; stacking fault energy ; grain boundary drag.

### 1. はじめに

炭素鋼のオーステナイト( $\gamma$ )温度域の変形抵抗がその炭素含有量によってどのように変化するかという問題について、温度とひずみ速度を広い範囲に変えた測定結果は1988年に著者らによって報告されている<sup>1)</sup>。ところが<sup>2)</sup>、1994年に改めてこの問題について取り扱った論文が現れた<sup>2)</sup>。そこで、この報告と著者らの報告との間に基本的な相違があるのか否かを明らかにするために、解説的な収録が必要ではないかと日本鉄鋼協会編集委員会和文誌分科会に提案したところ、本資料をまとめるように依頼された。

鋼の $\gamma$ 温度域の変形抵抗は、熱間圧延をはじめとする熱間加工プロセスでの加工力や変形能などを決定するのに重要な因子の一つであり、従来、それぞれの場合に応じて、合金元素の影響や温度、ひずみ速度による変化が調査されてきた<sup>1)2)9)11)~19)</sup>。また、70年代までの報告をまとめた抄録もいくつか出されている<sup>3)~8)</sup>。

本報告では、1950年代からの報告を総括して、どのような視点で検討されてきたかを特に炭素鋼の $\gamma$ 温度域における変形抵抗におよぼす炭素量の影響を中心に展望する。

### 2. 炭素鋼の高温変形抵抗

炭素鋼の $\gamma$ 温度域における変形抵抗について述べる前に、炭素鋼の変形抵抗の温度変化について概括的にまとめる。室温から $\gamma$ 温度域に至るまで、炭素鋼の変形抵抗の典型的な温度変化をFig. 1に示す。一般的に温度が上昇するにつれて変形抵抗は減少していくが、500Kから800Kまでの青熱脆性域と1000K付近のフェライト( $\alpha$ )- $\gamma$ 変態域では温度の上昇とともに変形抵抗が増加し、変形抵抗-温度曲線で極大、極小を示すピークが現れる。

青熱脆性域では、一般にひずみ速度が大きくなるにつれ

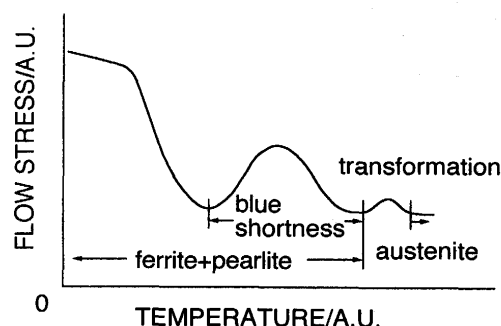


Fig. 1. Variation of deformation resistance for the typical carbon steel with temperature.

て、ピーク温度は高温側に移行する<sup>9)10)</sup>。ただし、ひずみ速度が大きくなってこれ以上ピーク温度が上昇しないという上限値がある<sup>11)</sup>。この現象が炭素や窒素原子の拡散と密接に関係していると考えるとよく理解できる<sup>12)</sup>。すなわち、変形抵抗が極大となる温度では、炭素などの原子の $\alpha$ 鉄中の拡散速度と、ひずみ速度と可動転位密度とから求められる転位の速度とがほぼ一致している<sup>13)</sup>。ここから、変形抵抗の極大は転位が炭素などの原子を引きずる力が最大になることを意味すると考えられてきた<sup>14)</sup>。しかし、転位が原子を引きずる力は転位の運動に対する摩擦抵抗であり、ひずみ硬化を直接予想したものではない。実際には変形抵抗が極大になる条件で変形を受けた鋼は、より低温で同じひずみを受けた場合より硬い。したがって、変形抵抗の極大を転位の炭素原子などを引きずる力の極大と直接結びつけることはできない。

変形抵抗が極大を示す条件で変形された鋼には、硬さが高い他にいくつかの特徴がある。第一にこの条件で圧延すると集合組織に違いが見られることであり、冷間圧延集合組織との違いは交差すべり系が活動しないということでも説明できる<sup>15)</sup>。第二に、変形した結晶内転位組織が直線的で角張ったセル構造になり、同一ひずみでの転位密度が高い<sup>16)</sup>。

また、鋼以外にも合金元素と転位との相互作用に基づくと思われる現象がある。齊藤はアルミニウム・マグネシウム系合金において、すべり方向へ伸びる転位が小さな湾曲を繰り返す形になっていること、直線的な壁を持つセル構造が形成されること、60°転位が多く見られることなどを見出した<sup>17)</sup>。また、この条件で変形するアルミニウム・マグネシウム合金を超高圧透過型電子顕微鏡の中で観察すると、障害物に対する転位のピルアップが顕著に起こり、そのピルアップ構造の崩壊が瞬時に起こることが明らかにされている<sup>18)</sup>。

これらの知見より、転位の移動速度と炭素ないし窒素原子の拡散速度がマッチしていること、すべり方向に伸びる転位が小さい湾曲を繰り返すこと、交差すべりが起こりにくいこと、などがこの条件での変形の特徴であることがわかる。したがって、侵入型合金元素の原子とらせん転位の相互作用によって、らせん転位がすべり方向に小さい湾曲を繰り返す転位に変形し、転位が移動してもそれにつれて原子も移動するのでその湾曲は解消することがなく、したがって交差すべりが起こりにくくなると判断できる。このことが、この条件で変形した鋼の加工硬化が大きくなり、変形抵抗-温度曲線に極大が現れる理由であろう。

さらに温度が高くなれば、侵入型合金元素の原子は転位の近傍から自由に存在できるようになるため、それにつれて加工硬化を増大させていたらせん転位の小さく湾曲した転位への変形の度合いも小さくなり、加工硬化の程度が小さくなり変形抵抗は温度の上昇とともに再び低下する。

次に、フェライト・パーライトから $\gamma$ への変態域における変形抵抗の温度変化について述べる。 $\gamma$ の変形抵抗が $\alpha$ の変形抵抗より高いために、変曲点を示すことになる。ここでは、炭素量、ひずみ速度によって変形抵抗-温度曲線の形が変化する<sup>19)~21)</sup>。炭素量が少なく純鉄に近くなるにつれて、変曲点は高温側に移行し、極大と極小との変形抵抗差は大きくなる。炭素量が増加するにつれて、変曲点は低温側に移行し、極大と極小との変形抵抗差は小さくなり、ピークが明瞭でなくなる。共析鋼や過共析鋼になると変曲点が現れなくなる。炭素量0.8%までの炭素鋼における試験において極大を示す点は、 $\gamma$ - $\alpha$ 変態点にほぼ対応している。低炭素鋼でピークが明瞭になるのは、低炭素鋼では $(\gamma+\alpha)$  2相域の温度範囲が広く、また $\alpha$ 相の割合が多くなるためである。共析鋼に近い組成になると、 $(\gamma+\alpha)$  2相域の温度範囲が狭くなり、変態点以下でセメンタイト相が出現するため、変形抵抗の差が明瞭でなくなる。低炭素鋼においても高ひずみ速度になると、極大点は低温側に移行し、ピークが明瞭でなくなったり消失したりする<sup>11)</sup>。低炭素鋼の変形抵抗を最大ピーク応力で見ただけの場合には、ひずみ速度が大きくなるとピークは明瞭になっている<sup>21)</sup>。このように高ひずみ速度でひずみ量によって変曲点が現れたり、消失したりする現象が見られるのは、 $\alpha$ の加工硬化が $\gamma$ の加工硬化よりも大きく、

かつ、ひずみ速度依存性がフェライト+パーライトのほうが $\gamma$ より大きく、炭素量依存性も大きいことによる。

### 3. 炭素鋼のオーステナイト温度域における変形抵抗におよぼす炭素量の影響

#### 3.1 従来の研究

今までに炭素鋼の変形抵抗におよぼす炭素量の影響について多数研究されていたが、炭素による固溶硬化を示すか、固溶軟化を示すかは、ひずみ速度や温度範囲あるいはひずみの大きさによって、見方を変えれば測定の方法によって、硬化、軟化あるいは炭素量依存性なしという相異なる結論が報告されてきた。

炭素による固溶硬化を示す報告例として、美坂らが行った落重ハンマー法による円柱衝撃圧縮試験での平均変形抵抗の測定結果をFig. 2に示す<sup>22)</sup>。炭素量が0.3%までの炭素鋼で、30から200/sの範囲では、炭素量が増加するとともに変形抵抗が上昇している。このような固溶硬化の現象は、

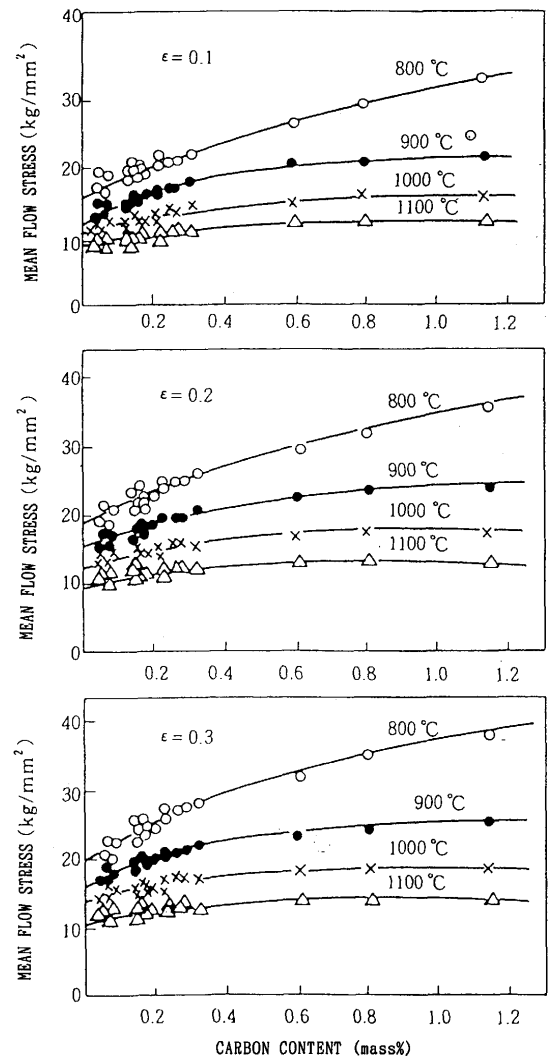


Fig. 2. Relationship between mean flow stress and carbon content.

- ①橋爪のカムプラストメータを用いた円筒圧縮試験による1273K, 10/s, ひずみ0.2における応力<sup>9)</sup>,
- ②井上の引張試験による7/s以上の高ひずみ速度における変形抵抗<sup>23)</sup>,
- ③志田のカムプラストメータを用いた円柱圧縮試験における炭素量が0.4%までの鋼で $\gamma$ 温度域での変形抵抗<sup>19)</sup>,
- ④Stewartのカムプラストメータを用いた円柱圧縮試験における1173K以下, 2および20/sでの最大ピーク応力の評価<sup>24)</sup>,
- ⑤Yadaらによる平面ひずみ圧縮試験における1373K以下で10から150/sまでのひずみ速度でひずみ0.2までの平均変形抵抗<sup>25)</sup>

などにおいて、報告されている。炭素による固溶硬化を示すのは、 $\gamma$ 低温域で、ひずみ速度が比較的速く、炭素量が0.3%以内で、ひずみが0.3までの範囲のデータである。これらの研究<sup>9)19)22)~25)</sup>は、ホットストリップミルや厚板ミルにおける鋼の変形挙動に注目して行われたもので、これに対応した温度、ひずみ速度、炭素量の条件で実験が行われている。

一方、固溶軟化を示す報告は1980年初頭から始まっている。固溶軟化を示す例として、Wrayが行った、炭素量1.2%までの炭素鋼の引張試験結果をFig. 3に示す<sup>26)</sup>。マンガンを0.8%含む鋼を温度1473K,  $2.3 \times 10^{-2}$ /sで変形したときの温度依存性を示している。炭素量が0.05%を越えると、ひずみ0.1までの応力は炭素量の増加とともに直線的に減少している。また、1233Kから1473Kの温度域、 $6 \times 10^{-6}$ /sから $2 \times 10^{-2}$ /sの範囲では、すべて炭素量が増加するにつれて変形抵抗は低下していると報告している。酒井らによれば、1223K以下の温度で、ひずみ速度 $10^{-7}$ /sから1/sまでの範囲において、最大ピーク応力は炭素量が0.5%までは炭素量の増加とともにほぼ直線的に減少し、0.5%以上では炭素量に依存

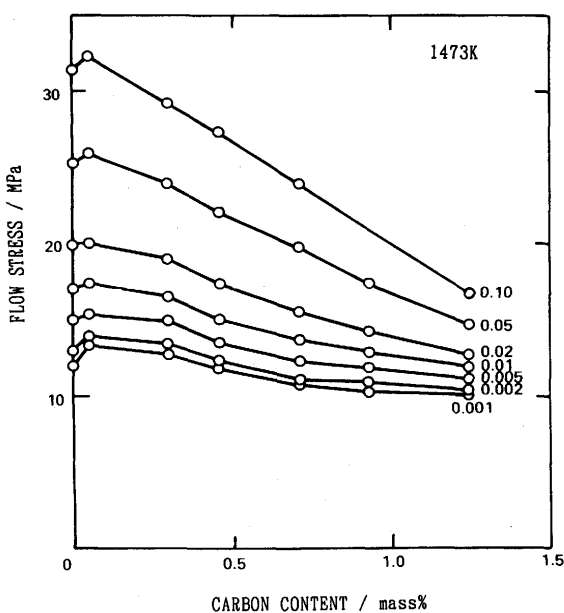


Fig. 3. Variation with carbon content of the flow stress at different levels of strain at 1473 K and  $2.3 \times 10^{-2}$ /s.

せずほぼ一定になると報告している<sup>21)</sup>。炭素添加により固溶軟化を示すのは、ひずみ速度 $10^{-2}$ /s以下での変形抵抗か、あるいは最大ピーク応力についてのデータである。

また、変形抵抗が炭素量依存性を示さないという報告もある<sup>9)19)22)</sup>。それは、前述したように、固溶硬化が認められる条件と固溶軟化が認められる条件があり、その条件の遷移領域では炭素量依存性はなくなる。1473K以上の高温域や1/s以下の低ひずみ速度域では炭素量による依存性は認められない。

さらに、実験データ上は炭素量依存性が認められるものの、その傾向の一貫性や依存性の程度が少ないために、工業的には特に注目する必要はないと考える研究者もいる<sup>27)28)</sup>。

### 3.2 変形抵抗の温度、ひずみ速度、ひずみおよび炭素量依存性

著者らは、炭素量0.05%から0.80%までの炭素鋼を用い、1180Kから1580Kまでの $\gamma$ 温度域において、 $10^{-3}$ /sから $2 \times 10^2$ /sまでのひずみ速度で引張試験を行い、ひずみ0.4までの応力-ひずみ関係を調査した<sup>7)</sup>。この報告で、温度、ひずみ速度、ひずみによって固溶硬化と固溶軟化を示す領域があることを明らかにした。この報告に掲載しなかった未発表のデータも併せて、変形抵抗のひずみ、温度、ひずみ速度および炭素量依存性について検討する。

1180K,  $2 \times 10^2$ /sでの引張試験における応力-ひずみ曲線をFig. 4に示す。炭素による固溶硬化が生じている。Fig. 5に示す1280K,  $1 \times 10^{-2}$ /sにおける応力-ひずみ曲線では、ひずみ0.05以上で炭素による軟化が生じている。1480K, 10/sでの応力-ひずみ曲線はFig. 6に示すように、ひずみ0.1を境にして、低ひずみでは固溶硬化、高ひずみでは固溶軟化に変化している。なお、Fig. 5の応力-ひずみ曲線にはピーク応力が現れているが、ピーク応力を示した後もくびれることなく0.20程度の引張変形が可能であった。これは変形抵抗のひずみ速度依存性がかなり大きいためである。

変形抵抗の炭素量依存性をひずみ0.02, 0.1, 0.2での応

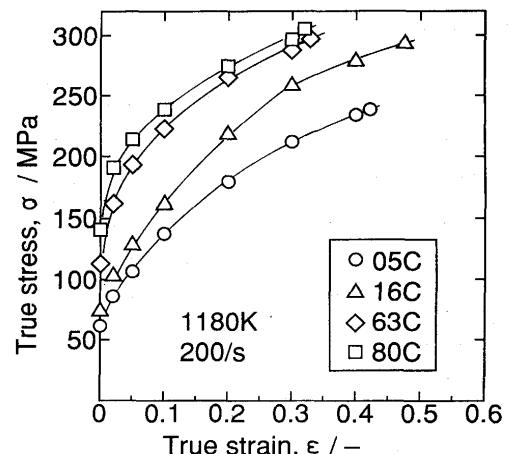


Fig. 4. Stress-strain curves of various carbon steels deformed at 1180 K and  $2 \times 10^2$ /s.

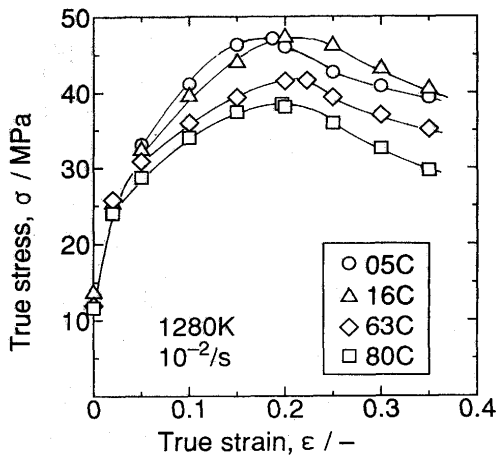


Fig. 5. Stress-strain curves of various carbon steels deformed at 1280 K and  $1 \times 10^{-2}$ /s.

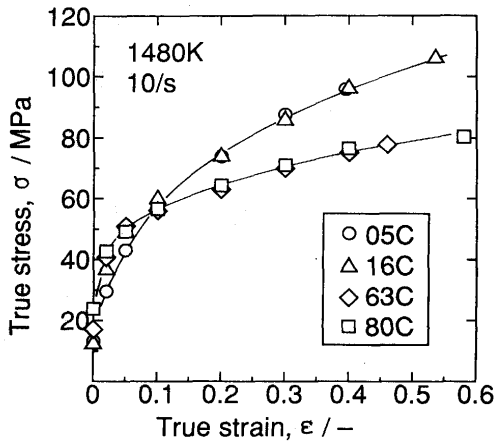


Fig. 6. Stress-strain curves of various carbon steels deformed at 1480 K and  $1 \times 10$ /s.

力において各温度、ひずみ速度条件で比較し、Fig. 7に示す。炭素による固溶硬化を△、炭素による軟化を○、炭素量依存性を□で表した。どのひずみの場合でも、固溶硬化を示す領域は高ひずみ速度、低温側に存在し、固溶軟化を示す領域は低ひずみ速度、高温側に存在する。また、ひずみが増加するにつれて、固溶軟化を示す領域が広がるのに対して、固溶硬化を示す領域は高ひずみ速度、低温側に狭くなっている。

また、ひずみが増加するにつれて炭素が硬化要因から軟化要因に変わることを応力-ひずみ曲線から判断することは、軟化の影響を過小評価することになる。各炭素鋼の1173 K、10/sにおける加工硬化率のひずみに対する変化をFig. 8に示す。炭素量が増加するにつれて降伏応力は上昇しているが、加工硬化率はすべてのひずみ範囲で減少している。このことは、 $\gamma$ の変形抵抗におよぼす炭素の影響を考察するうえで重要である。

変形抵抗をひずみ、ひずみ速度の対数、温度の逆数および炭素含有量の百分率の二次形式として実験結果を逆解析

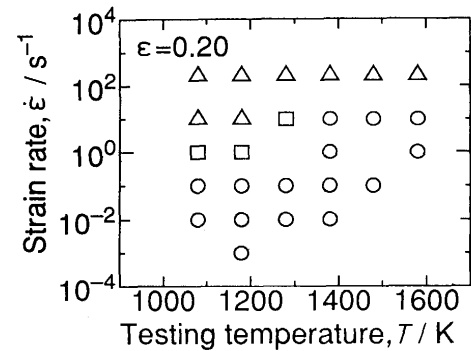
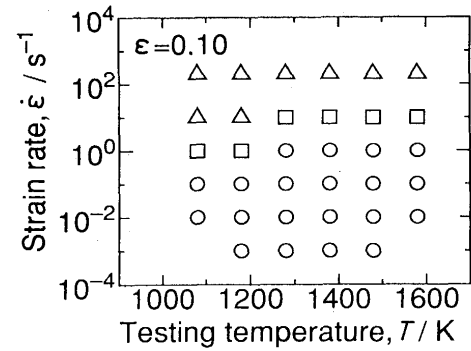
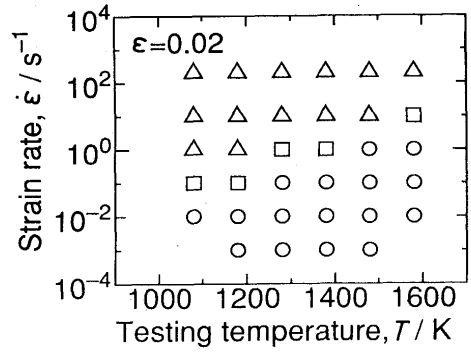


Fig. 7. Dependence of carbon content on deformation resistance; strain is (a) 0.02, (b) 0.1 and (c) 0.2.

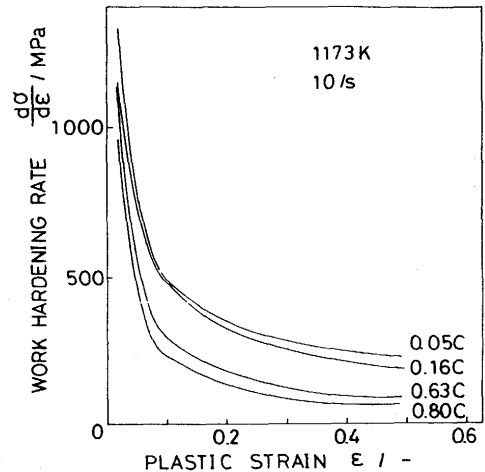


Fig. 8. Variation of work hardening ratio with carbon content; the specimen is deformed at 1173 K and at 10/s.

すると、これらの変数の二次関数として得られる計算値と実験値との間には重相関係数0.987が得られ実験条件の範囲内において信頼のおける変形抵抗の数式モデルとなることが確認されている。ここで、各項の大きさを調整するために、変数は、ひずみを10倍、温度の逆数を1373倍、炭素含有量%を10倍して用いた。そこで炭素の質量%に関する項の係数に注目すると、一次項の係数は2.04、二次項の係数は-0.51で、炭素量が低いときは固溶硬化であるがいずれ飽和する傾向を示している。炭素量とひずみとの積の項の係数は-1.28でひずみが大きくなると炭素は硬化要因から軟化要因に転ずることを示している。炭素量とひずみ速度の対数との積の項の係数は2.36で、ひずみ速度が高ければ固溶硬化傾向が強まることを表している。炭素量と温度の逆数との積の項の係数は6.34で、温度が高くなると固溶硬化傾向が弱まることを表している。この解析結果は、炭素量が増加すると、実験条件によって硬化要因にも軟化要因にもなることを示しており、前節で展望した従来の研究結果とも一致している。

1994年に、酒井らは、筆者らと同じ範囲の炭素量を含有する4鋼種について、1133K、 $2 \times 10^{-3}$ /sにおいて引張試験および圧縮試験を行って、低ひずみで炭素による硬化が起こり、高ひずみで炭素による軟化が起こることを確認している<sup>2)</sup>。試験温度は筆者らの場合より50K低温であるが、筆者らが1180K以上で得たのと全く同様な結果を出している。

### 3・3 変形抵抗への炭素量の影響についての考察

耐力や非常に小さいひずみにおける変形抵抗は炭素量の増加に対して、低温ほどまたひずみ速度が大きいほど増大することは明らかである。この理由として、転位の易動度に対する阻害、あるいは低ひずみにおける転位の非保存運動や交差すべりに対する阻害作用を考慮することができる。しかし、動的再結晶が生じる温度では、面心立方金属中の格子間固溶原子と転位との相互作用の大きさから考えて、転位の易動度に対する阻害作用は考えにくい。刃状転位の非保存運動やらせん転位の交差すべりに対する阻害作用が有力な要因である。つまり、刃状転位の非保存運動やらせん転位の交差すべりが容易な場合には、変形初期の段階から回復が働き耐力や変形抵抗の上昇が小さく、また高ひずみになっても常に硬化と回復とが競合する形で変形が進行する。これに対して、転位の非保存運動や交差すべりが困難な場合には、加工硬化が変形初期に著しく起こり、変形とともに再結晶型の回復が可能になるほど硬化の積み上げができると考えられる。したがって、 $\gamma$ 相の積層欠陥エネルギーが炭素量とともに小さくなるならば、低炭素鋼の場合に耐力や低ひずみの変形抵抗が小さく、炭素量の増大とともに耐力や低ひずみの変形抵抗は著しく増加するがその後のひずみ硬化が著しく小さくなるという現象は理解できるであろう。事実、0.05%炭素鋼のホットストリップかみ止め材の集合組織を調査し、変態に際してKurdjumov-Sachs

の方位関係が存在するならば、この鋼の $\gamma$ 相の圧延集合組織は、積層欠陥エネルギーの高い純金属型圧延集合組織と考えられる、という報告がある<sup>29)</sup>。 $\gamma$ に炭素が固溶すると積層欠陥エネルギーが小さくなることについては、原理的な計算シミュレーションは行われていないが、幾何学的考察からその可能性を推定できるだろう。

すなわち、格子間固溶原子は面心立方晶の体心位置に存在する。ここに固溶原子が存在すると各体対角線の方向に圧縮ひずみを生じ、それを緩和するためには各角隅の原子は積層欠陥位置へずれたほうがよいことになる。このような作用も炭素量とともに積層欠陥エネルギーが減少する根拠となろう。

## 4. 低炭素鋼の変形抵抗におよぼす合金元素の影響

$\gamma$ 低温域における変形抵抗におよぼす合金元素の影響については、まずニオブに注目して研究された。Ouchiらが、炭素を0.08%含むSi-Mn鋼のニオブ添加量を0.12%まで添加した試料を用いて、ニオブを固溶した状態で円柱圧縮試験を行った結果をFig. 9に示す<sup>30)</sup>。どのひずみ速度においてもニオブ量が増加するにつれて変形抵抗が増加している。また、ニオブを析出したときのほうが固溶したときより変形抵抗の増加が大きく、増加量は約2倍になっている<sup>31)</sup>。

熱間圧延に相当する条件では合金元素添加の影響を調べた例は多い。山本らは、0.1C-0.25Si-1.10Mnをベースとした鋼の圧縮試験により、1173K、20/sにおけるひずみ0.3での平均変形抵抗におよぼす各種元素の影響を調査した<sup>32)</sup>。変形抵抗への影響は、ニオブ、チタン、バナジウム、モリブデンが大きく、クロム、シリコンは変形抵抗をわずかに上

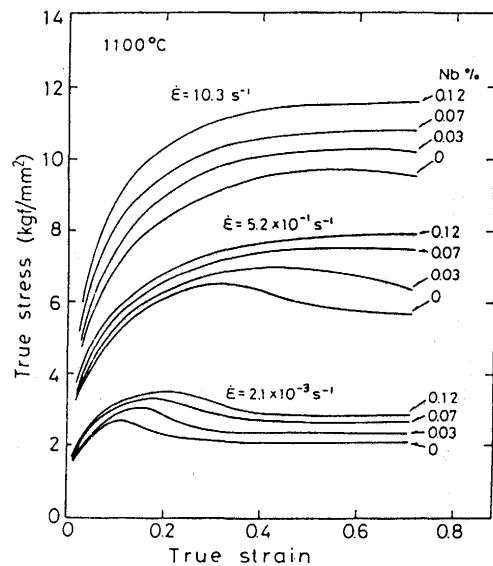


Fig. 9. Effect of niobium on stress-strain curve deformed at 1373 K.

げ、マンガン、銅、ニッケルはほとんど変形抵抗に影響をおよぼさないと報告している。また、吉江らは、0.1C-0.2Si-1.35Mn-0.3Cr-0.3Cuをベースとした鋼を1473Kで溶体化処理後、1273K、5/sにおいて、円柱圧縮試験を行い、ひずみ0.05における変形抵抗におよぼす各種合金元素の影響を調査した<sup>33)</sup>。各元素の添加量と加工応力との関係をFig.10に示す。どの元素も添加量に比例して変形抵抗が上昇し、変形抵抗上昇量は、シリコン、モリブデン、タングステン、ニオブの順に大きくなっている。これらはいずれも析出が生じない試験条件なので、変形応力の上昇は添加元素の固溶によるものである。

そこで、変形抵抗におよぼす添加元素の影響についてのいくつかの研究結果<sup>32)~35)</sup>をまとめてFig.11に示す。基本鋼の組成が異なるので、各元素を0.1at%添加した鋼の変形抵

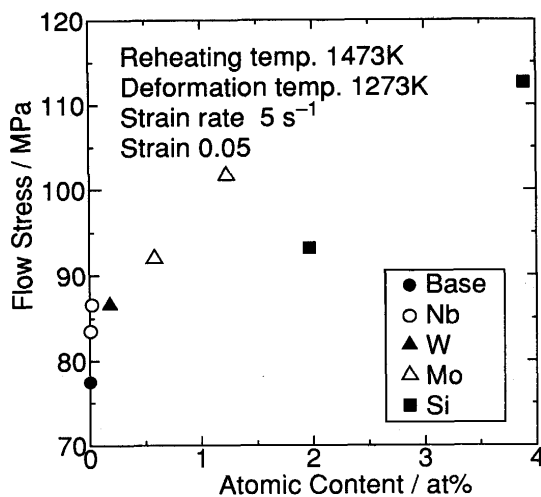


Fig. 10. Relationship between atomic fraction of each element added to base composition and stress.

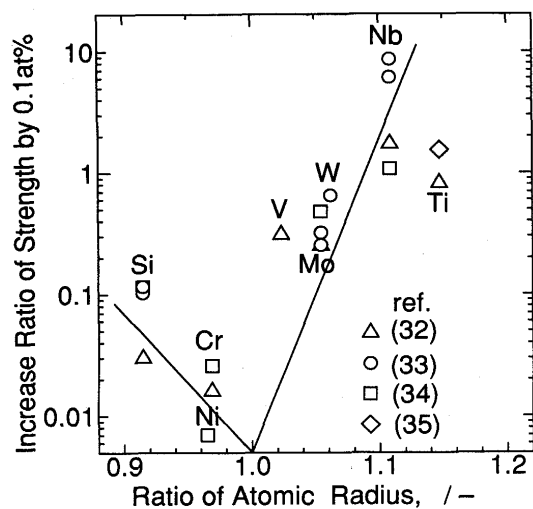


Fig. 11. Relationship between atomic radius of additional element and the ratio of strength of the steel with each element in addition of 0.1 at% to that of basic steel.

抗と基本鋼の変形抵抗との比を求め、この比に対する合金元素の原子半径による変化を示している。鉄の原子半径との差が大きい元素ほど、変形抵抗上昇への効果が大きくなっている。また、鉄より原子半径が大きい元素のほうが小さい元素より、変形抵抗を増加させている。ただ、ニオブより原子半径の大きいチタンが変形抵抗増加への寄与が小さくなっている。

$\gamma$ 低温域で低ひずみ速度の場合、すなわち動的再結晶が起こるときにも、鉄と原子半径との差が大きい元素が変形抵抗の低下を抑制しているが、これは粒界移動へのsolute drag効果が働いて、動的再結晶を抑制していることによる<sup>36)</sup>。

### 5. まとめ

$\gamma$ 温度域の変形抵抗におよぼす炭素量の影響について、従来の研究報告を総括した。その結果、 $\gamma$ の耐力あるいは低ひずみの変形抵抗は、温度が低く、ひずみ速度が高いほど炭素による固溶硬化を顕著に示し、一方、高ひずみにおける変形抵抗は温度が高く、ひずみ速度が低いほど炭素による固溶軟化が顕著に現れることが明らかとなった。つまり、炭素は変形初期に変形抵抗を増大させるが、硬化率を著しく低下させている。

炭素のこのような作用を、 $\gamma$ の積層欠陥エネルギーが炭素量の増加とともに減少することと関連づけて考察した。この点については基本原理に基づくシミュレーションが行われて検討が深められることを期待する。

また、低炭素鋼の $\gamma$ 温度域の変形抵抗におよぼす合金元素の影響については、鉄との原子半径の差が大きい元素ほど、変形抵抗を上昇させている。

### 文 献

- 1) 長崎千裕, 木原諄二: 鉄と鋼, 74 (1988), p.1418
- 2) 酒井 拓, 徐州, 張 国榕: 鉄と鋼, 80 (1994), p.557
- 3) J.J.Jonas, C.M.Sellars and W.J.McG.Tegart: Inter. Metall. Rev., 17 (1972), p.1
- 4) W.J.McG.Tegart, and A.Gittins: The Hot Deformation of Austenite (AIME), (1977), p.1
- 5) 加藤健三: 鉄鋼の高温変形挙動 (日本鉄鋼協会高温変形部会編), (1979), p.73
- 6) 大森正信: 高温変形と高温破壊 (日本鉄鋼協会高温変形部会編), (1981), p.63
- 7) 浜渦修一: 板圧延の理論と実際 (日本鉄鋼協会圧延理論部会編), (1983), p.190
- 8) 矢田 浩, 瀬沼武秀: 塑性と加工, 27 (1986), p.34
- 9) 橋爪 伸: 塑性と加工, 34 (1963), p.733
- 10) 大森正信, 吉永芳豊: 塑性と加工, 8 (1967), p.297
- 11) 五弓勇雄, 木原諄二: 鉄と鋼, 52 (1966), p.837
- 12) Jr.G.E.Dieter: Mechanical Metallurgy, (1961), p.136 [McGraw Hill]
- 13) A.H.Cottrell: Dislocation and Plastic Flow in Crystals, (1953), p.136 [Oxford Press]
- 14) 五弓勇雄, 木原諄二: 塑性と加工, 6 (1965), p.403
- 15) 小西元幸, 小原隆史, 田中智夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p.1833
- 16) 潮田浩作: 「低炭素鋼板の集合組織におよぼす炭素および窒素の影響に関する研究」, 東京大学博士論文 (1988-12), p.62
- 17) 齊藤勝男: 「置換型アルミニウム合金の不連続変形に関する研

- 究」, 東京大学博士論文 (1990-8), p.229
- 18) H.Fujita and T.Tabata: *Acta Metall.*, **25** (1977), p.793
  - 19) 志田 茂: 塑性と加工, **9** (1968), p.127
  - 20) P.J.Wray: *Metals Technol.*, **8** (1981), p.466
  - 21) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), p.2000
  - 22) 美坂佳助, 吉本友吉: 塑性と加工, **8** (1967), p.414
  - 23) 井上勝郎: 鉄と鋼, **41** (1955), p.593
  - 24) M.J.Stewart: *The Hot Deformation of Austenite (AIME)*, (1977), p.47
  - 25) H.Yada, N.Matsuzu, K.Nakajima, K.Watanabe and H.Tokita: *Trans. ISIJ.*, **23** (1983), p.100
  - 26) P.J.Wray: *Metall. Trans.*, **13A** (1982), p.125
  - 27) F.Weinberg: *Metall. Trans.*, **10B** (1979), p.513
  - 28) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛: 鉄と鋼, **70** (1984), p.1392
  - 29) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 鉄と鋼, **52** (1966), p.1171
  - 30) C.Ouchi and T.Okita: *Trans. ISIJ*, **22** (1982), p.543
  - 31) Y.Saito, T.Enami and T.Tanaka: *Trans. ISIJ.*, **25** (1985), p.1146
  - 32) 山本定弘, 藤田米章, 大北智良, 大内千秋, 大須賀立美: 鉄と鋼, **67** (1981), A49.
  - 33) 吉江淳彦, 岡本健太郎: 高温変形特性データ集(日本鉄鋼協会変形特性の予測と制御部会編), (1994), p.58
  - 34) 大内千秋, 大北智良: 鋼の熱間加工の金属学(日本鉄鋼協会高温変形部会編), (1982), p.115
  - 35) 勝亦正昭: 高温変形特性データ集(日本鉄鋼協会変形特性の予測と制御部会編), (1994), p.58
  - 36) P.Sricharoenchai, C.Nagasaki and J.Kihara: *ISIJ. Inter.*, **32** (1992), p.1102