

© 1988 ISIJ

 ///////////////
 論文
 ///////////////

炭素鋼のオーステナイト温度域における 変形抵抗に及ぼす炭素量の影響

長崎 千裕*・木原 諄二*2

Effect of Carbon Content on Deformation Resistance of Carbon Steels in Austenite Temperature Range

Chihiro NAGASAKI and Junji KIHARA

Synopsis :

Deformation resistance of carbon steels with carbon content from 0.05 to 0.80 wt% is examined in the austenite temperature range and at the strain rates ranging from 10^{-3} to 200/s with special respect to its dependence of carbon content. Hot deformation resistance during work hardening stage increases with increasing carbon content at lower temperature of austenite range and at higher strain rate. On the contrary, it decreases with increasing carbon content at higher temperature range and at lower strain rate. In early work hardening stage, work hardening is promoted with increase of carbon content. Work hardening rate decreases with increase of carbon content at all conditions of strain, strain rate and temperature. Such phenomena are discussed with respect to the dependence of the stacking fault energy on carbon content. The deformation resistance in second deformation stage after interruption of deformation comes close to the deformation resistance without interruption of deformation as strain increases. The precise mathematical model of resistance is obtained by a quadratic formula of regression with strain, strain rate, temperature and carbon content.

Key words : carbon steel ; deformation resistance ; carbon content ; austenite temperature range ; tensile test ; interruption of deformation ; mathematical model.

1. 緒 言

炭素鋼のオーステナイト温度域における変形抵抗の研究^{1)~8)}は、ホットストリップミル、線材ミルや制御圧延など熱間加工プロセスでの加工力を精度よく推定することにより、加工機械の設計や最適加工条件の設定をするという観点から、今までに数多くなされてきた。また、加工品の材質を向上させるという点から、材料の高温変形挙動や変形能を調査するうえでも、変形抵抗の研究は重要である。従来の研究は、実験条件が加工法に対応した範囲に限定されたものが多い。例えば、熱間圧延を対象とすると、1073 K から 1273 K までの温度で、1/s から 10/s のひずみ速度範囲での研究^{7)~10)}、大型鍛造では圧延よりひずみ速度が遅い範囲での研究が行われ、また連鑄を考えると 10^{-6} /s から 10^{-2} /s までのひずみ速度での研究になつている。しかし、オーステナイト温度域全般を取り扱い、 10^{-3} /s から 200/s までの広範囲

なひずみ速度を網羅した研究例は見当たらない。一方、炭素鋼の変形抵抗に及ぼす炭素量の影響について調べた研究^{1)~5)}は数多くあるが、その中には炭素による固溶硬化を示す報告¹⁾²⁾と固溶軟化を示す報告^{3)~5)}があり、互いに矛盾した結果になつており、詳細は明らかでない。

本報告では、炭素量が 0.05% から 0.80% までの炭素鋼を用いて、 10^{-3} /s から 200/s までのひずみ速度で、1073 K から 1573 K までのオーステナイト温度域で引張試験を行い、変形抵抗を測定した。とりわけ、変形抵抗に及ぼす炭素量の影響について検討し、オーステナイト温度域における高温変形挙動を明らかにした。また、多段加工を想定し、変形後の休止時間が次段の変形抵抗に及ぼす影響についても調べた。さらに、測定値をもとにして、炭素量の影響も含めた変形抵抗の数式モデル化を行つた。なお、引張試験はネッキングが生じるため高ひずみでの変形抵抗の測定はできないという欠点が生じるが、広範囲のひずみ速度での試験が可能であるという

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 11 月 13 日受付 (Received Nov. 13, 1987)

* 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*2 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical compositions of carbon steels (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al
A	0.05	0.019	0.26	0.015	0.015	0.01	0.055
B	0.16	0.38	1.34	0.017	0.007	0.02	0.023
C	0.626	0.235	0.49	0.014	0.0038	—	0.025
D	0.804	0.246	0.82	0.006	0.0034	—	0.025

点では有利である。圧縮試験による研究結果^{7)~9)11)}から得られる高ひずみ域での変形抵抗を参考にすると、高温変形挙動を推定することができる。

2. 実験方法

2.1 試料

実験に用いた炭素鋼連続鍛造材の化学組成を Table 1 に示す。各連鍛スラブの柱状晶部より、平行部長さ 10 mm, その直径 8 mm の円筒状引張試験片をその軸方向がスラブの幅方向と一致するように切り出した。

2.2 実験装置

実験に用いた引張試験機は、高周波誘導加熱装置と油圧電磁サーボシステムを備えた高温高速用試験機である。あらゆる熱間加工条件を想定した温度履歴と変形履歴を設定でき、この実験条件をあらかじめプログラム装置に入力する。アキュムレーターを使用し、ラムに助走をもうけることにより 2000 mm/s の高速試験ができる。したがって、変形速度は 10^{-3} mm/s から 2000 mm/s まで変化させることができ、これは本実験に使用した試験片の場合には、ひずみ速度 10^{-4} /s から 200/s に対応している。試験機の詳細と概略図は既報¹²⁾¹³⁾で述べている。ロードセルの剛性を大きくし、そのチャック部の質量を小さくすることにより、振動の振幅を減少させ、2000 mm/s での荷重測定が容易に行えるようにした。測定した変位と荷重はトランジェントメモリー式レコーダーに記録した後に、マイコンに伝送して真応力-真ひずみ曲線に変換した。

2.3 引張試験条件

引張試験は、チャンバー内を 10^{-3} torr 以下の真空にした後に、各鋼種のオーステナイト温度域において、ひずみ速度 10^{-3} /s から 200/s の範囲で行った。試験片は、まず室温から 1573 K に 60 s で加熱し、この温度に 60 s 保持し、オーステナイト化した。その後 2 K/s で試験温度まで冷却し、この温度に 60 s 保持した後、引張変形を開始した。試験温度 1573 K の場合には、この温度に 60 s 保持した後、引張変形させた。

2.4 変形休止試験

Table 2 に示す化学組成を有する熱間圧延材より、引

Table 2. Chemical composition of carbon steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.49	0.22	0.79	0.026	0.014	0.035	0.004

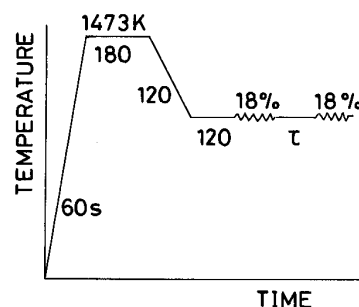


Fig. 1. Thermal and deformation history in tensile test with interval time.

張試験片を切り出した。試験での加熱条件および変形条件を Fig. 1 に示す。試験温度は 1123 K から 1373 K までの範囲で行った。1473 K でオーステナイト化した後に試験温度に冷却した。引張変形は、第一段の加工を加えた後に、一定時間加工を休止し、さらに第二段の加工を加えた。第一段では初期ひずみ速度 10^{-1} /s で 18% 加工し、第一段と第二段の加工の間の変形休止時間 τ は 0, 1, 2, 5, 10 s と変化させ、第二段でもひずみ速度 10^{-1} /s で 18% 加工した。なお第二段の加工は初期ひずみ速度が 10^{-1} /s になるように、均一変形長さを 11.8 mm として、引張速度を設定した。

3. 実験結果

3.1 最高加熱温度の影響

鋼 B (0.16C) を用いて、最高加熱温度を 1473 K から 1693 K まで変えることにより、初期結晶粒度を 200 μ m から 600 μ m まで変化させ、加工温度 1173 K, ひずみ速度 200/s で試験したときの応力-ひずみ曲線を Fig. 2 に示す。粒度を変えた三つの応力-ひずみ曲線にほとんど差はなく、この粒度の範囲では、変形抵抗は初期結晶粒度の影響をほとんど受けない。さらに、他の鋼種や他の温度、ひずみ速度条件においても、初期粒度の影響は全く見られなかった。以後の実験結果では、実験方法 2.3 で述べたように、最高加熱温度 1573 K に統一した。

3.2 各種炭素鋼の変形抵抗

Fig. 3 に温度 1173 K, ひずみ速度 200/s で試験をしたときの各炭素鋼の応力-ひずみ曲線を示す。1173 K, 200/s では、鋼 A (0.05C), 鋼 B (0.16C), 鋼 C (0.63C), 鋼 D (0.80C) の順に、つまり炭素含有量が増えるほど

変形抵抗が高くなっていて、炭素による固溶硬化を示している。ところが、Fig. 4 に示した温度 1373 K, ひずみ速度 $10^{-2}/s$ における応力-ひずみ曲線を見ると、炭素量が高いほど変形抵抗がやや低くなり炭素による固溶軟化の傾向になっている。次に、温度 1173 K, ひずみ速度 $10^{-1}/s$ での試験結果を Fig. 5 に示す。鋼 B

(0.16C) の変形抵抗が最も高い値を示し、鋼 B より炭素量が増加しても減少しても変形抵抗は低下している。したがって、炭素量の変形抵抗に及ぼす効果は、温度、ひずみ速度条件によつて全く異なることがわかる。

そこで、炭素量の変形抵抗への依存性を $\epsilon=0.1, 0.2, 0.3$ の 3 種類のひずみにおいて、各温度、ひずみ速度条

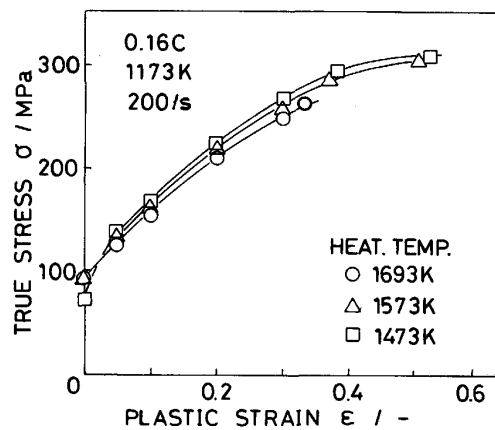


Fig. 2. Variation of stress-strain curves with initial grain size; the specimen of steel B is deformed at 1173 K and at 200/s.

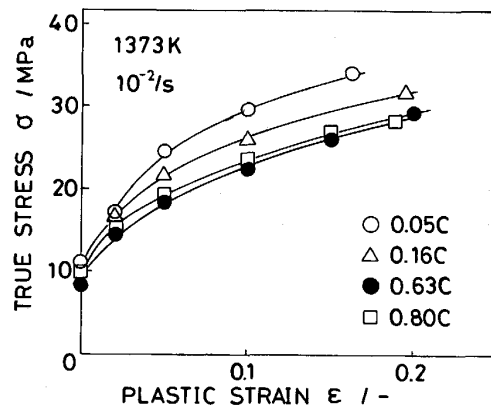


Fig. 4. Stress-strain curves of various carbon steels deformed at 1373 K and at $10^{-2}/s$.

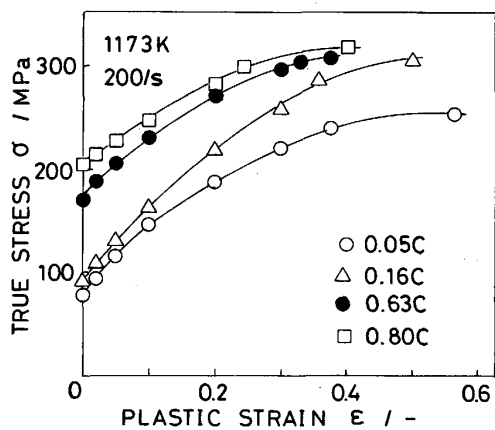


Fig. 3. Stress-strain curves of various carbon steels deformed at 1173 K and at 200/s.

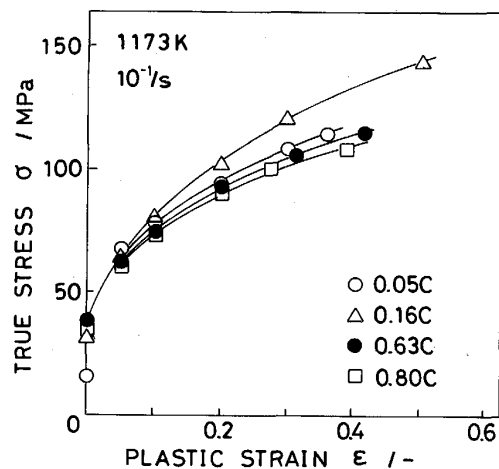
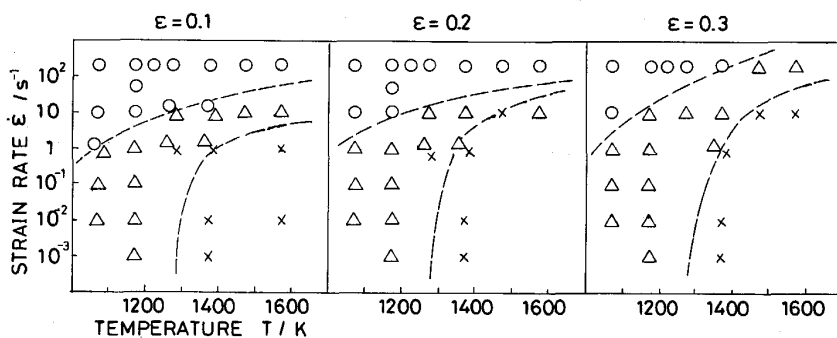


Fig. 5. Stress-strain curves of various carbon steels deformed at 1173 K and at $10^{-1}/s$.



○ : Solid solution hardening
 △ : Steel B represents the highest deformation resistance
 × : Solid solution softening

Fig. 6. Dependence of carbon content on deformation resistance; strain is (a) 0.1, (b) 0.2 and (c) 0.3.

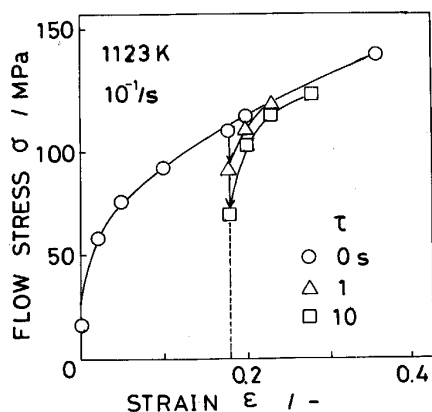


Fig. 7. Stress-strain curve of the second deformation after interruption of deformation; interval time is 1s and 10s.

件でまとめて、それぞれ Fig. 6 に示す。○印は固溶硬化、×印は固溶軟化をそれぞれ示し、鋼 B(0.16C) が最も変形抵抗が大きいとき△印で表した。どのひずみの場合にも、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やや広がり、一方固溶硬化を示す領域は高ひずみ速度、低温側側に狭くなっている。

3.3 変形抵抗に及ぼす変形休止の影響

変形休止時間が応力-ひずみ曲線に及ぼす影響の例として、温度 1123 K での引張試験中に変形を 1 s 休止した場合と 10 s 休止した場合の第二段の加工における硬化状況を Fig. 7 に示す。変形休止によつて一時的に応力が低下するが、第二段の加工での加工硬化は、第一段の加工における同一レベルの変形抵抗からの加工硬化より大きく、 $\tau=0$ すなわち変形を中断しなかつたときの応力-ひずみ曲線に漸近している。この現象は 1123 K から 1373 K までのどの試験温度でも観察される。また変形休止時間 τ が増加すると、 $\tau=0$ での応力-ひずみ曲線と一致するまでに必要なひずみ量は増加するが、基本的現象は同一である。

次に変形休止による変形抵抗低下の割合を軟化度 X_s として、次式で定義する¹⁴⁾。

$$X_s = \frac{\sigma_{1m} - \sigma_{2Y}}{\sigma_{1m} - \sigma_{1Y}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 σ_{1Y} は第一段の加工における降伏応力[†]、 σ_{1m} は第一段の加工を休止したときすなわち $\epsilon=0.18$ での変形抵抗、 σ_{2Y} は第二段の加工における降伏応力[†] である。

† 降伏応力は、荷重-伸び曲線において荷重と伸びが比例する直線からずれ始める点を降伏点として求めた。

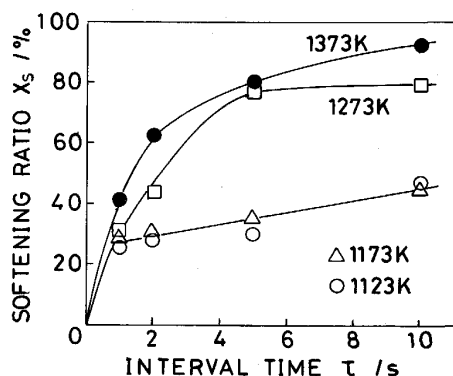


Fig. 8. Influence of interval time and testing temperature on softening ratio.

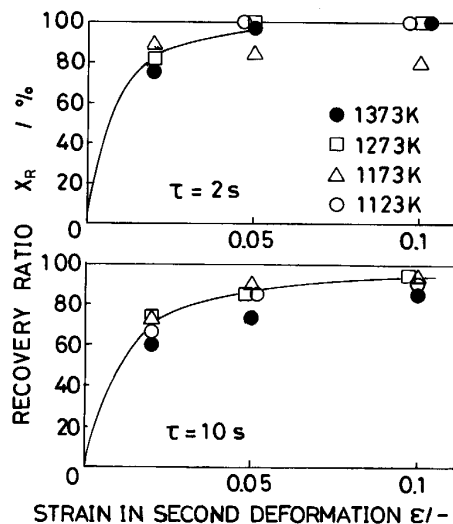


Fig. 9. Influence of strain in the second deformation on recovering ratio; interval time is 2s and 10s.

各試験温度における変形休止時間に対する軟化度の変化を Fig. 8 に示す。試験温度が高くなるにつれて軟化度が増えている。また変形休止時間が短い段階で軟化度は急激に上昇するが、変形休止時間が長くなつても軟化度はあまり増えず一定値に近づく。軟化度がほぼ一定値になる変形休止時間は、試験温度 1123 K と 1173 K の場合には 2 s で、試験温度 1273 K と 1373 K の場合には 5 s である。

第二段の加工における応力-ひずみ曲線が $\tau=0$ の場合の応力-ひずみ曲線に漸近していく過程を回復度 X_r で表現して、次式で定義する。

$$X_r = 1 - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{\sigma_{1m} - \sigma_{2Y}} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 σ_1 は $\tau=0$ の場合の変形抵抗、 σ_2 は第二段の加工における変形抵抗である。Fig. 9 に、 $\tau=2$ s と $\tau=$

10 s のときの第二段の加工ひずみに対する回復度の変化を示す。回復度は試験温度にはほとんど関係ない。 $\tau=1$ s の場合には 0.05 の加工ひずみで回復度は 100% になり、 $\tau=10$ s の場合でもひずみが 0.10 加われば回復度はほぼ 100% に達している。特に、試験温度 1373 K で $\tau=10$ s のときには、軟化度が 90% に達しているにもかかわらず、ひずみ 10% の加工でほぼ完全に応力が回復している。

4. 考 察

4.1 オーステナイト温度域の変形挙動に及ぼす炭素量の影響

従来、炭素鋼の高温変形に及ぼす炭素量の影響については多数の報告^{1)~4)9)}があるが、固溶硬化を示す例¹⁾²⁾、逆に固溶軟化を示す例³⁾⁴⁾や変形抵抗に及ぼす炭素量の影響は小さいとする例⁹⁾もあり、定説は得られていない。

本実験において、熱間変形抵抗に及ぼす炭素量の影響が温度、ひずみ速度条件で異なることを Fig. 6 で示した。この理由を高温変形機構とこれに及ぼす固溶炭素の役割から考察する。高温変形機構は加工硬化現象と動的回復および動的再結晶による軟化現象から構成される^{15)~18)}。加工硬化では多数の転位が運動し変形していくなかで転位密度が上昇する。同時に加工硬化によつて蓄積されたエネルギーが駆動力になつて、動的回復や動的再結晶が引き起こされる。動的回復では転位の非保存運動による消滅が起こり、再結晶が起こると転位密度の低い再結晶粒が成長して全体の平均転位密度が下がり加工硬化が緩和される。動的再結晶はあるひずみ以上で起こり、その臨界ひずみは温度、ひずみ速度に依存し、高温、低ひずみ速度になるほど小さくなる¹⁸⁾。炭素鋼のオーステナイト温度域では、これら三つの現象とも現れ、この現象が重なり合った結果として応力-ひずみ曲線が得られる。

そこで、炭素による固溶軟化の傾向を詳細に検討するために、すべての応力-ひずみ曲線より、加工硬化率のひずみに対する変化を調べた。ここで、それぞれの応力(σ)-ひずみ(ϵ)曲線を $\sigma = \sigma_0 \epsilon^n$ (σ_0, n は定数) と近似して、定数 σ_0, n を重回帰分析して求めた後に、各ひずみにおける $d\sigma/d\epsilon$ を計算した。その一例として、Fig. 10 で、温度 1173 K、ひずみ速度 10/s での加工硬化率のひずみに対する変化を各炭素鋼で比較した。 $\epsilon=0.5$ までのすべてのひずみ域で、炭素量が多いほど加工硬化率が低くなつていく。加工硬化率は、温度が高くなるほど、またひずみ速度が遅くなるほど小さくなつていくが、炭素量が増えるほど加工硬化率が小さくなる傾向は、ど

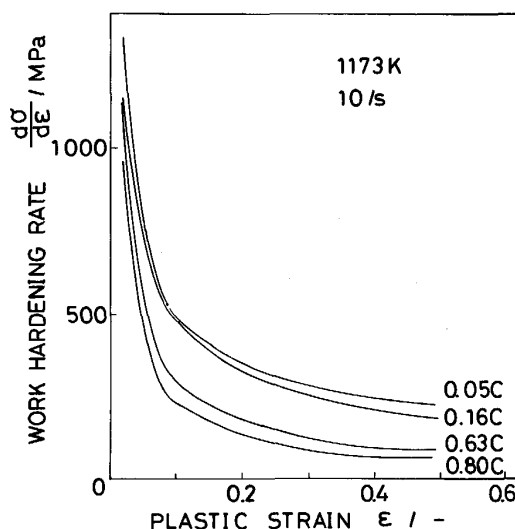


Fig. 10. Variation of work hardening ratio with carbon content; the specimen is deformed at 1173 K and at 10/s.

の温度、ひずみ速度条件でも見られる。すなわち固溶炭素量の増加につれて、転位密度の増加や転位の動きやすさなどの硬化要因に比べて、軟化要因となる回復、再結晶速度が大きくなつていくことがわかる。

一方、Fig. 6 に示したように、温度が低く、ひずみ速度が高いときに低ひずみ域で固溶硬化現象が起こっている。Fig. 10 の温度 1173 K、ひずみ速度 10/s の条件では、 $\epsilon=0.2$ まで固溶硬化を示している。Fig. 6 と Fig. 10 の結果から、高温変形での応力について、加工初期の段階と加工硬化と軟化現象が同時に起こっている段階の二つに分けて考える必要がある。まず、加工の初期の段階での応力は転位の動きやすさにより支配されると考えられる。固溶炭素量が増すと、転位と溶質原子との相互作用により、溶質原子が転位の運動を妨げる機会が増え転位を動かすのに必要な力が大きくなる。その結果、温度が低く、ひずみ速度が高いときに、固溶硬化現象が生じるのであろう。温度が高いときには溶質原子による転位を妨げる効果が小さくなり、またひずみ速度が低いときには加工硬化速度に比べて軟化要因となる回復速度が相対的に速くなる。したがつて、高温、低ひずみ速度では、加工初期の応力に及ぼす固溶炭素量の影響は小さくなる。

次に、加工段階での応力は、転位密度の増加による加工硬化という硬化要因と、回復、再結晶という軟化要因との大きさのバランスにより決まる。加工硬化は転位密度の上昇によつて生じるので、固溶炭素量が増えるにつれて溶質原子が転位の障害となる機会が増え、加工硬化

がもたらされる。軟化要因となる回復は、転位の非保存運動による消滅によつて引き起こされる。溶質原子は転位の消滅に対して障害になり、固溶炭素量が少ないほど回復は促進される。ただし、固溶炭素量が多いほど、加工硬化によつて上昇した転位密度が大きくなり、転位の消滅する機会は多くなるので、そのぶん回復が起こりやすくなる。また、再結晶はあるひずみ以上で生じ、この加工段階になると軟化は再結晶が支配的になる。再結晶速度は固溶炭素量が多くなるにつれて速くなる。Fig. 6より、高温、低ひずみ速度になるほど、固溶軟化が低ひずみ域より生じている。これは、再結晶の開始するひずみが高温、低ひずみ速度ほど小さくなることにより軟化原因が大きくなるためである。

さて、低温、高ひずみ速度において、低ひずみ域で炭素による固溶硬化、高ひずみ域で固溶軟化が生じる理由を面心立方金属の積層欠陥エネルギーの影響という観点から検討してみる。軟化現象において、動的再結晶の起こりやすさは、一般に積層欠陥エネルギーの大小により説明されている¹⁸⁾。材料の積層欠陥エネルギーが大きいほど、加工硬化がなだらかになり、軟化は動的回復が支配的になる。一方、積層欠陥エネルギーが小さいほど、加工硬化が急激に起こり、軟化は再結晶によつて起こるようになる。つまり、低ひずみ域では動的回復の難易が硬化を支配し、動的回復の起こりにくいものほど硬化が著しくなるが、高ひずみ域では再結晶を生じやすいものほど軟化の傾向が顕著になる。低炭素鋼と高炭素鋼を比較すれば、低炭素鋼ではなだらかな加工硬化と動的回復という高積層欠陥エネルギーの場合の挙動に、高炭素鋼ではより大きい加工硬化とあるひずみ以上で急激に起こる再結晶による軟化という低積層欠陥エネルギーの場合の挙動に対応すると考えられる。また、高温、低ひずみ速度で動的再結晶の機会が増すときには再結晶による軟化が優越することが考えられる。炭素量が増加するとオーステナイトの積層欠陥エネルギーが低下したとすれば、このような硬化および軟化挙動を説明できるが、炭素量増加により積層欠陥エネルギーが低下するという明確な報告はない。この問題の解決は今後に残されている。

変形抵抗に及ぼす炭素量の影響についての従来の結果は、本研究の結果と合わせて考察すると矛盾なく説明できる。炭素添加により固溶硬化を示す例¹¹⁾²⁾は、オーステナイト低温域でひずみ速度が10/s以上で $\epsilon=0.3$ までの範囲でのデータである。本実験でもこの範囲でのみ固溶硬化現象が見られ、従来の結果と本実験結果とは一致している。すなわちこの実験範囲では硬化現象が軟化現象より優先している加工硬化段階といえる。また炭素

による固溶軟化を示す例³⁾⁴⁾は、オーステナイト中高温度域でひずみ速度 $10^{-2}/s$ 以下でのデータか、あるいは応力-ひずみ曲線で最大応力を示すひずみでのデータである。この実験範囲では本実験でも固溶軟化を示しており、軟化現象が十分に起こっている段階である。さらに、ホットストリップミルを対象とすると加工温度1173 K、ひずみ速度10/s前後の条件になるが、本実験におけるこの条件での結果から、ひずみが小さい領域では固溶硬化を示し、あるひずみ以上になると固溶軟化の傾向になってくる。しかし、圧延の加工力に相当する $\epsilon=0.5$ 以上の範囲まででの平均変形抵抗 $K_{Fm} = \frac{1}{\epsilon} \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$ を求めれば、炭素量による影響はほとんどなくなる。したがって、ホットストリップミルでは炭素量の考慮は必要としない。この分野での研究⁹⁾では炭素量の影響はほとんど無視しているのは当然の結果であろう。

4.2 高温変形挙動に及ぼす変形休止の影響

Fig. 7からFig. 9において、変形休止による軟化とそれに引き続く第二段の加工挙動を示した。その結果、変形休止による変形抵抗の低下が第二段の加工において回復することがわかった。特に、試験温度1373 Kで18%加工後10s変形休止したときには、軟化度が90%に達するにもかかわらず、ひずみ10%の加工ではほぼ完全に応力が回復している。この現象の機構を簡単に考察する。まず、第一段の加工によつて転位密度が上昇しエネルギーが蓄積され、加工休止による変形抵抗の低下は、蓄積されたエネルギーが駆動力になって引き起こされ、転位密度が減少する。このとき高温ほど軟化度が高くなるのは、高温ほど軟化を促進するポテンシャルが高くなるためである。また変形休止時間が短い軟化の初期の段階では、急激に転位密度が低下し、蓄積されたエネルギーが一度に解放されるため軟化が急激に進むと考えられる。さらに蓄積されたエネルギーがある程度解放されると、軟化を促進するポテンシャルは低下し軟化現象は飽和状態になる。変形休止後の第二段の加工によつて、消滅した転位が再生し、転位密度が上昇して、応力が回復する。第二段の加工が第一段の加工を記憶している理由については、今後検討を要する。

第二段の加工においてあるひずみ以上加えると、変形休止しなかつた場合の変形抵抗と一致するので、多段加工における加工ひずみは累積していくと考えられる。

4.3 変形抵抗の数式モデル

鋼のオーステナイト温度域における変形抵抗は、ひずみ ϵ (—)、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ (1/s)、温度 T (K)の関数で

$$K_F = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \dots\dots\dots (3)$$

と表現できる。炭素鋼の場合は、Mn, Siなどの元素の

影響は炭素の影響に比べると小さい¹⁹⁾ので、変形抵抗に及ぼす成分元素の影響は炭素量 $C(\text{wt}\%)$ のみを考えればよく、炭素鋼のオーステナイト温度域における変形抵抗は

$$K_F = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T, C) \dots\dots\dots (4)$$

となる。変形抵抗式については、美坂の式¹⁾や志田の式²⁰⁾をはじめとして今までに多くの研究がなされてきたが、広範囲なひずみ速度に対応できない、数式として実用に不便である、数式の意味が明確でないなどの問題点が存在する。

本稿では、統計上の観点から各因子の影響をみるために、次のように数式モデルを作成する。(4)式を 10ϵ , $\log_{10}\dot{\epsilon}$, $(1373/T)$, $10C$ に関する2次展開式で表した。

$$\begin{aligned} K_F = & A_{11} + A_{12}(10\epsilon) + A_{13}(\log_{10}\dot{\epsilon}) \\ & + A_{14}(1373/T) + A_{15}(10C) \\ & + A_{23}(10\epsilon)(\log_{10}\dot{\epsilon}) + A_{24}(10\epsilon)(1373/T) \\ & + A_{25}(10\epsilon)(10C) + A_{34}(\log_{10}\dot{\epsilon})(1373/T) \\ & + A_{35}(\log_{10}\dot{\epsilon})(10C) + A_{45}(1373/T)(10C) \\ & + A_{22}(10\epsilon)^2 + A_{33}(\log_{10}\dot{\epsilon})^2 \\ & + A_{44}(1373/T)^2 + A_{55}(10C)^2 \dots\dots\dots (5) \end{aligned}$$

(5)式の未知数である15個の偏回帰係数 A_{ij} を実験値から回帰して求めた。ひずみは $\epsilon=0$ すなわち降伏点から $\epsilon=0.5$ 程度までの範囲で回帰した。その結果を Table 3 に示す。0.987 という高い重相関係数が得られた。偏回帰係数のなかで相互関係項の標準回帰係数が大きく、 $\epsilon, \dot{\epsilon}, T, C$ はおのおの独立な変数とはならない。Fig. 11 にすべての温度、ひずみ、ひずみ速度条件での変形抵抗において、(5)式による計算値と実験値を比較したが、両者は非常によく対応している。また、鋼Bにおいて、温度 1373 K で、ひずみ速度 $10^{-2}/\text{s}$ から $200/\text{s}$ までの応力-ひずみ曲線の実験値と計算値を Fig. 12 に示す。実験値は実線、計算値を破線で示したが、(5)

Table 3. Partial regression coefficient and standard regression coefficient in deformation resistance formula.

	Partial regression coefficient	Standard regression coefficient
A ₁₁	80.3	—
A ₁₂	-80.6	-0.711
A ₁₃	-33.3	-0.989
A ₁₄	-211.4	-1.036
A ₁₅	2.04	0.490
A ₂₂	-5.70	-0.463
A ₂₃	6.99	0.258
A ₂₄	116.4	1.530
A ₂₅	-1.28	-0.143
A ₃₃	4.29	0.153
A ₃₄	40.5	1.326
A ₃₅	2.36	0.294
A ₄₄	139.8	1.164
A ₄₅	6.34	1.098
A ₅₅	-0.51	-0.429

式で変形抵抗を表現できることを証明している。

5. 結 言

炭素量が 0.05% から 0.80% までの各種炭素鋼を、加工温度 1073 K から 1673 K までのオーステナイト温度域で、ひずみ速度 $10^{-3}/\text{s}$ から $200/\text{s}$ で高温引張試験を行い、以下の結果を得た。

(1)炭素鋼のオーステナイト温度域における変形抵抗は、加工硬化段階においては、ひずみ速度が高く、温度が低い領域では、炭素量が多いほど高くなり固溶硬化を示すが、ひずみ速度が低く、温度が高い領域では固溶軟化の傾向になる。

(2)変形の初期の段階では炭素量が多いほど加工硬化が促進される。また、あらゆるひずみ、温度、ひずみ速度条件において、炭素量の増加につれて加工硬化率は減

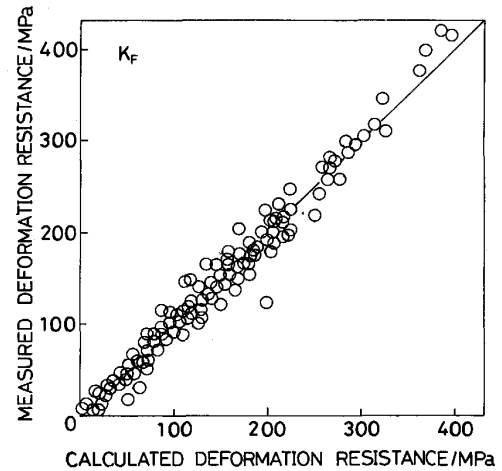


Fig. 11. Comparison between calculate and measured deformation resistance.

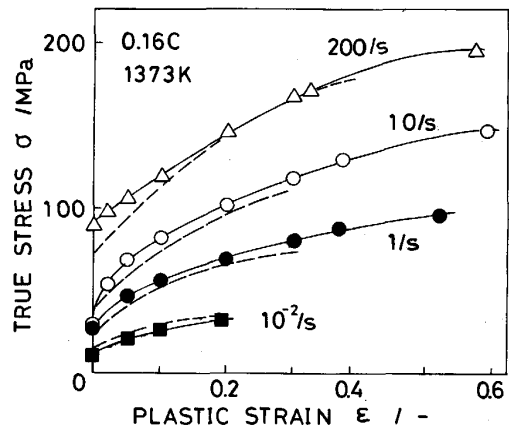


Fig. 12. Calculate and measured stress-strain curves for steel B at 1373 K and at the strain rate of $10^{-2}/\text{s}$ to $200/\text{s}$.

少して、高ひずみでは固溶軟化が生じている。

(3)変形途中で加工を休止したときの第二段の加工における変形抵抗は、ひずみを加えるにしたがつて加工を休止しなかつた場合の変形抵抗に近づく。

(4)炭素鋼のオーステナイト温度域での加工硬化段階における変形抵抗は、 ϵ , $\log_{10} \dot{\epsilon}$, $1/T$, C に関する2次式で精度よく表現できる。

最後に、本研究遂行にあたり、実験に使用した炭素鋼連铸スラブ材を試された新日本製鉄株式会社中央研究本部第一技術研究所の松宮徹氏に深く感謝致します。また、実験およびデータの整理に協力した東京大学工学部学生岡村浩彰君に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) 美坂佳助, 吉本友吉: 塑性と加工, **8** (1967), p. 414
- 2) 志田 茂: 塑性と加工, **9** (1968), p. 127
- 3) 酒井 拓, 大橋正幸: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2000
- 4) P. J. WARY: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 125
- 5) F. WEINBERG: Metall. Trans. B, **10** (1979), p. 513
- 6) 井上勝郎: 鉄と鋼, **41** (1965), p. 593
- 7) 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
- 8) H. YADA, N. MATSUZU, K. NAKAJIMA, K. WATANABE and H. TOKITA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **23** (1983), p. 100
- 9) 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
- 10) Y. SAITO, T. ENAMI and T. TANAKA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **25** (1985), p. 1146
- 11) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2112
- 12) 木原諄二, 梅田高照: 昭和 54 年度塑性加工春季講演会講演論文集 (1979), p. 309
- 13) C. NAGASAKI, A. AIZAWA and J. KIHARA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 506
- 14) R. A. P. DJAIC and J. J. JONAS: Metall. Trans., **4** (1973), p. 621
- 15) 矢田 浩, 瀬沼武秀: 塑性と加工, **27** (1986), p. 34
- 16) 転位論 (日本金属学会編) (1981), p. 64 [丸善]
- 17) 田村今男: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 523
- 18) 牧 正志, 田村今男: 材料, **30** (1981), p. 211
- 19) W. J. MCG. TEGART and A. GITTINS: The Hot Deformation of Austenite (AIME) (1977), p. 1
- 20) 志田 茂: 塑性と加工, **10** (1969), p. 610