

- Thermodynamics by International Atomic Energy Agency at Wien, Austria, July 22~27 (1965)
- 11) Wayne L. WORRELL: Measurement of the Thermodynamic Stabilities of the Niobium and Tantalum Oxides Using a High-Temperature Galvanic Cell (June) 1965 by Private Communication
 - 12) J. E. ELLIOTT and M. GLEISER: Thermochemistry for Steelmaking, 1 (1960), Addison-Wesley Publishing Co.
 - 13) 三本木, 大谷: 鉄と鋼, 49 (1963), p.22
 - 14) L. S. DARKEN and R. W. GURRY: J. Am. Chem. Soc., 68 (1946), p. 798
 - 15) A. MUAN and E. F. OSBORN: Phase Equilibria Among Oxides in Steelmaking, Addison-Wesley, Massachusetts (1965)
 - 16) 万谷, 的場: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 925
 - 17) 日本学術振興会製鋼第19委員会: $O + CO = CO_2$, $C + CO_2 = 2CO$, $C + O = CO$ 反応の平衡に関する推奨値, 昭和36年7月
 - 18) 三本木, 大谷, 大森, 井上: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1828
 - 19) J. F. ELLIOTT, M. GLEISER and V. RAMAKISHNE: Thermochemistry for Steelmaking Vol. II (1963) Addison-Wesley Publishing Co.
 - 20) 川和, 大久保, 井樋田: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1859
 - 21) L. von BOGDANDY and W. MEYER: Arch. Eisenhüttenwesen, 32 (1961) 7, p. 451
 - 22) 佐野, 塩見, 松下: 鉄と鋼, 51(1965), p. 19
 - 23) С. И. Попель: Из Вуз (Чернал МеТаллургия), 4 (1962), p. 5
 - 24) HOLLOMAN: Progress in Metal Physics, 4 (1953), p. 343 Pergamon Press
 - 25) 宮下: 鉄と鋼, 50 (1963) 3, p. 507, p. 509, 51 (1965) 4, p. 788, p. 790

低炭素鋼および極低炭素2%アルミ鉄の変形抵抗 におよぼす温度とひずみ速度の影響*

五 弓 勇 雄**・木 原 諄 二***

On the Temperature and Strain-Rate Dependence of Low Carbon Steels and an Ultra Low Carbon 2% Aluminum Iron.

Isao GOKYU and Junji KIHARA

Synopsis:

The authors measured resistances to deformation, " K_f ", of low carbon steels, with contained 0.02~0.09% carbon, 0.0~0.9% nickel and 0.0~1.5% chromium, and of an ultra low carbon 2% Al iron at various temperatures i. e. from room temperature to 1,000°C. The order of strain rate was of 10²/sec. Deformation was done by a "Counter-blowing" type forging tester.

The results are as follows.

(1) Below 500°C., the strain-rate and temperature dependence of the " K_f " are large. The value of $\Delta \log K_f / \Delta \log \dot{\epsilon}$ is about 0.2. The difference of " K_f " between at room temperature and at 500°C. reaches 25~30 kg/mm². It is concluded that this phenomenon has the same nature as that of yield and flow stress of iron below room temperature at low strain rate i. e. 10⁻⁴~10⁻³/sec. It is also found that the temperature dependence of " K_f " of some 0.05% carbon steels containing nickel, 0.02% carbon steel and 2% Al iron decreases between 100°C and room temperature. However, the reason is yet unknown.

(2) From 500°C to 600°C, " K_f "-temperature curves show a peak in the case of carbon steel. It

* 昭和40年11月1日受付 本論文は本会編集委員会よりの依頼論文であります。

** 東京大学工学部 工博 *** 東京大学工学部

is concluded that at this strain rate and temperature the velocity of moving dislocations is favourable for the dislocations to be dynamically locked by Cottrell atmosphere, the need of dislocation multiplication increases, and therefore, work hardening rate is much larger than at other temperature. It is also found that the strain-rate dependence becomes $1/3$ smaller.

(3) This phenomenon is discussed from the point of view of the interaction between interstitials and dislocations, whereas the dragging mechanism does not seem to explain it well.

(4) At γ - α coexisting temperature range, no peak of " K_f "-temperature curves is found at strain rate $\sim 10^2/\text{sec}$., but a peak is found at lower strain rate. It is concluded that as the strain-rate dependence of " K_f " of α -phase is 2~3 times larger than that of γ -phase, any peak is not found at the higher strain rate.

(5) The strain-rate and temperature dependence of " K_f " of the 2% Al iron are very small between 500°C and 900°C . Above 900°C ., they become larger, and it seems reasonable to think that self-diffusion or recovery becomes effective for deformation process.

(Received 1 Nov. 1965)

1. はじめに

金属の変形抵抗は、金属の塑性加工を行なう上の大切な要素である。すなわち、変形抵抗を知ることにより、加工の際の所要動力、加工機械の必要な強度を算定することができる。

さらに、変形抵抗が温度とひずみ速度にどのように反応するかを調べることにより、所与の条件における加工の際、金属内部にどのようなことがおこるかを、理論の助けを借りて推定し、加工材の性質をその後の熱処理により変化させる場合に適切な処置をとることができるようにするのも、変形抵抗の研究に課せられた重要な問題といえる。また、変形抵抗の温度およびひずみ速度依存性を知ることが、実験室における材料試験機などを用いた金属材料の強度の温度およびひずみ速度依存性の実験結果を、実際の塑性加工に応用する上に重要であろう。

金属の塑性加工技術の進歩に伴い、たとえば、圧延速度・線引速度の増大によつて、今日では塑性加工の際の材料のひずみ速度は $\sim 10^3/\text{sec}$ の大きさの程度になっている。この加工速度の増大とともに、変形抵抗もより高いひずみ速度における値が必要とされるようになり、1940年の NADAI と MANJOINE¹⁾ の高速回転円板型引張試験機を使用する鉄鋼および非鉄金属の変形抵抗の測定を皮切りにし、その後、落槌、カムプラスチックの各試験法が開発されるとともに、比較的高速の変形における変形抵抗について研究がなされるようになった。

著者らはひずみ速度が $\sim 10^2/\text{sec}$ の大きさの程度における変形抵抗の測定を行なうために相打鍛造試験機を使用している²⁾。この試験機によつて $2\text{m}/\text{sec} \sim 10\text{m}/\text{sec}$ の速度で材料を圧縮変形できる。

本研究は、極低炭素鋼の変形抵抗について、Ni, Cr の添加の影響、炭素およびその他の格子間不純原子の影響、および温度とひずみ速度の影響を調べ、変形抵抗を支配する因子について考察検討を加えるものである。

2. 鉄鋼の変形抵抗に関する従来の研究

鉄鋼を塑性加工する上の重要な因子の一つである変形抵抗については、1910年以来、研究が数多くなされるようになった。また一方、金属物理の領域では金属の降伏および変形強さについての研究がなされつつあるが、この方面の結論も変形抵抗についてかなり重要なことを明らかにしてくれる。したがって、ここで、これまでになされた変形抵抗についての研究をいくつか紹介するとともに、金属物理の方面の研究からわかっているいくつかの重要な点を述べたいと思う。

変形抵抗は今世紀はじめでは、金属の塑性加工性ないし鍛造性を表わすものとして、変形能とはつきり区別されることなく考えられていた。1910年、ROBIN は、 -200°C から 1400°C までの温度において、金属試片を20%圧縮変形させるに要する単位体積当りのエネルギーを測定し³⁾、当時の鍛造作業の改善に役立てた。彼の行なつた実験は1924年に鋼の高温における変形についての研究を発表した ELLIS の論文中で紹介されているが、その実験結果のうち、炭素鋼の炭素含有量と鍛造の所要エネルギーとの関係からわかる重要な点は、鍛造の所要エネルギーは炭素量の増加とともに大となること、および、 0°C から 200°C までの間では鍛造エネルギーの温度依存性は炭素量に関係がなく、すなわちフェライトが主のものもパーライトが主のものでも変わらないということであろう。

他方 ELLIS は1924年より1932年に至るまでの間に鋼の鍛造性に関するいくつかの実験を発表した⁴⁾。彼は鍛造性とは同一エネルギーに対する試験片の変形量であると考えたので、結局、変形抵抗の研究をしたことになる。その結果、彼は鋼の A_1 変態点前後で鋼の鍛造性が変化すると結論しているが、これは単に変形抵抗の温度依存性が変態点前後で変化していることを明らかにしているにすぎない。

その後、鍛造性の研究において、ようやく、変形抵抗と変形能とが区別されるようになった。変形能を求める試験法としては圧縮試験法・引張試験法・曲げ試験法および捩り試験法がある。たとえば、圧縮試験で変形能を求める場合、変形能を示す量として圧壊に至るまでの変形量とか変形の所要エネルギー、あるいはまた、材料のバレーンした側面に亀裂を見る時の圧下量などをとるのである。

そこで、この変形能を確実にとらえるためには、試験の際、上記のような欠陥が試料によつて必ず有意差をもつておこる必要がある。そこで変形条件をなるべくむずかしくしようという試みがなされるわけである。この場合、同一の変形方法においては、まず、温度を下げることに、および変形速度を上げることの二つが常識的に考えられる。しかし、塑性加工性を問題とする場合、同一温度における変形能が求められるべきものである。したがって、のこされた変形速度の上昇が採用される。しかし、この場合も実際の塑性加工とひずみ速度の条件が合わなくては、変形能として意味がないことは当然であるし、また、一軸性の試験結果を実際の変形の場合に應用することには問題がある。しかしながら、ひずみ速度の対応の問題は実際の加工においても生産速度が上昇した結果、試験におけるひずみ速度と加工におけるひずみ速度とがほぼ同じ大きさの程度になつて解決しているということはいえるであろう。

このことに伴い、変形抵抗の変形速度依存性も比較的高速度の範囲で調べるようになった。先にふれた1940年のNADAIとMANJOINEが回転円板型高速引張り試験機を用いて行なつたひずみ速度 $\sim 10^2$ /secの大きさの程度における鉄鋼の降伏強さと引張強さについての研究がそのはじめである。

それ以後、落槌型試験機、カムプラストメータ、および先に述べた回転円板型試験機を使用してひずみ速度の範囲における変形抵抗が、鉄鋼をはじめとして種々の金属について測定されるようになった。著者らの研究が始まつた1960年における鉄鋼の変形抵抗についての研究結果の総括は“圧延理論と変形抵抗”⁵⁾の第3章に豊島によつてまとめられている。

しかし、この“圧延理論と変形抵抗”においては変形抵抗の物性論的意義はもとよりふれられていない。したがって、変形抵抗の速度依存性指数*とか加工硬化指数**の速度による変化や温度による変化がデータとして示され、これによつて現場の操業上必要な知識や、圧延の塑性理論を用いる上に必要な鉄鋼の塑性を表現する実験式に関して十分であつたとしても、これらの物理的意

味や、これらの示す挙動とそれに結びつく材料内部の組織学的変化や変形機構について、まだよくわかつていない現状である。

変形抵抗の温度特性が変形速度と強い相関関係にあることは一般に認められており、特に変形抵抗温度曲線における極大、すなわち青熱脆性現象との関係については、炭素や窒素原子の鋼中の拡散と関連づけて理解されている⁶⁾。わが国において鉄鋼の変形抵抗について温度と変形速度に対する特性を総合的に調べたものに作井ほかの研究がある^{7)~8)}。彼らは高速引張り試験を回転円板型試験機によつて行ない、引張り試験片中の応力波ないし塑性波の伝播を考慮しつつ、実験結果を次のように総括している。

「常温において引張り速度2.5 m/secで引張強度を測定すると55 kg/mm²に達し、静的試験の場合の30 kg/mm²に比して非常に増大する。しかし、それ以上速度を100 m/secまで上げてほとんど変化しない。伸びに関しては塑性波の伝播が問題となり、引張り速度40 m/secを越えるといわゆる臨界速度¹⁰⁾¹¹⁾を越えることになつて伸び量が大幅に減ずる。しかし脆化でないことは絞りに変化がないことからわかる。また、軟鋼の機械的性質の温度変化は衝撃的引張りの場合は、静的試験における現象と対応する現象が高温側にずれることがわかる。」

一方、鉄の変形機構に関する研究は結晶塑性学的立場でなされている。一般に鉄の変形抵抗はほぼ5つの温度範囲に分けて考えなければならない。これを低温から考えると次のようになる。

- (1) 双晶変形と脆性破壊の温度範囲
- (2) じり変形で、変形抵抗は温度とひずみ速度との依存性が大きい温度範囲
- (3) 変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性が小である温度範囲とやがて変形抵抗は温度とともに上昇する温度範囲
- (4) 変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性が再び大きくなり、さらに二相共存状態までを含む温度範囲
- (5) γ 相の温度範囲

現在までに特に詳しく研究されているのは(1)~(3)の温度範囲に相当するところであつて、高温における変形についてはまだ十分な研究がなされていない。

(1)については、鋼の低温脆性の問題が重要であるために大いに研究がなされ、双晶発生の機構や、温度が低くなつたりひずみ速度が高くなつたりするにつれじり変形から双晶変形へ移行する問題について、かなりの事柄が知られるようになった。また、脆性破壊と双晶の関係

についても、クラック発生の機構において双晶発生が大きな役割を果たすことが認められている¹²⁾。

この場合の双晶は、いうまでもなく変形双晶であるが、この双晶の成長機構としては、ポールメカニズムが COTTRELL らによつて提案されている¹³⁾。この機構によれば、双晶変形に先立つて迂り変形の転位の存在が必要であるが、多くの場合、双晶発生に迂り変形が先立つことが知られており、これと対応している。双晶を後にのこしつつ、迂り変形の転位から分れた部分転位が運動するわけであるが、双晶のエネルギーは十分高いことが期待できるので、双晶変形をおこすための変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性はほとんどないと思われる。

(2)については、本研究においてもつとも詳しく取り扱ったところであつて、また、現在鉄の塑性の分野において集中的に研究がなされている。この問題については、本研究の考察において詳しく論ずるが、現在認められていることをまとめてみると次のようになる。

a) 迂り変形における抵抗は、降伏の場合も降伏後の場合も同じ原因によつて起つていとみられている。このことは、R. Low Jr. らの 3.25% Si-Fe 中の刃状転位の速度と応力との関係に関する実験¹⁴⁾ ならびに H. CONRAD によるいくつかの降伏応力***と変形応力***についての報告¹⁵⁾¹⁶⁾などからわかる。

b) a) で述べた鉄の降伏応力と変形応力を決定する迂り変形に対する抵抗についての考え方には2通りある。その一つは、前記の H. CONRAD らによるものであつて、変形応力の温度特性とひずみ速度特性を、鉄中の転位が格子のパイエルスポテンシャルによつて抵抗を受けると考えて説明するものである。この考え方は結晶中の転位の運動について速度論的取り扱いをし、障害のポテンシャルの高さを 0.55 eV、過程の活性化体積が $\sim 10 b^3$ 程度であることを根拠にしている。(bは転位のバーガスベクトル)そして、この 0.55 eV という値は鉄のパイエルスポテンシャルは高いといわれているので¹⁷⁾ 理に合つてはいる。また、鉄の変形応力の温度およびひずみ速度依存性が広い炭素含有量で変化がない¹⁸⁾ ということから、パイエルスポテンシャルのような鉄の結晶格子自体の性質に原因を求めることの妥当性を主張するわけである。

しかしながら、上の考え方に対して、鉄の変形応力は格子内の転位運動に対する摩擦力によつて決まるという点においては一致しながら、なおこの摩擦力の原因としてパイエルスポテンシャルを考える点に疑問をもつ研究者もいる。この摩擦力の原因をジヨグに求めることはすでに古いとして、現在有力な考え方は、炭素や窒素のよ

うな格子間原子と運動転位との相互作用による運動転位の運動エネルギー損失を原因とするものである。R. Low Jr. らは鉄中の炭素と窒素との濃度を 5×10^{-3} ppm 以下にして降伏応力の実験を行ない、その温度依存性が 1 ppm 以上炭素を含むものの場合に比べて著るしく小となるのを見出し、やはり鉄中の転位の運動に対する抵抗には炭素と窒素に起因するものもあるべきだと述べている¹⁹⁾。

さて、鉄中の転位の運動に対する抵抗における、炭素や窒素の役割りをどう考えるべきであるか、一方、H. CONRAD らの速度論的取り扱いをどう評価すべきか、ということが問題であろう。この点については現在、解決を与えるものは存在していないが、本研究の考察においてさらに論ずることにしたい。

次は(3)の温度領域の問題である。変形抵抗に関する今までの研究について述べた時、すでに触れたごとくこの青熱脆性の起る温度はひずみ速度に依存し、ひずみ速度の上昇とともに上昇する。特に、変形抵抗の極大値は炭素量が大であるほど大きいことが一般にわかっている。したがつて、この現象は、変形に寄与する転位と炭素などの格子間侵入原子との相互作用によるものであると考えられている⁶⁾。

この温度範囲における鉄の変形抵抗—ひずみ曲線は大きいひずみ硬化現象が起つていていることを示していることや、この温度領域で塑性加工すると鋼の場合機械的強度が増すことなどに、この領域における鉄と鋼の変形機構の手がかりがあるのではないと思われる。この点についても考察で検討を詳しく行なう予定である。

(4)の温度領域における変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性についての解明はむづかしく、現在までのところ、その原因について想像の域を出ない。ひずみ速度によつては、この温度範囲がいわゆる鉄や鋼の再結晶温度といわれるところと重なる場合もあり、この場合には、回復と加工硬化との競合も考えにいれなければならなくなる。さらに二相共存の場合の変形の様相に至つてはまだわからないことが多い。(5)の γ 相の変形の場合についても同じく現象上のことがらしかわからないといえる。

以上が、鉄や鋼の変形抵抗について現在わかっていることのあらましである。本研究の目的は、変形抵抗を冶金学的ないし金属学的に理解することである。

* 変形抵抗のひずみ速度依存指数 n

** 加工硬化指数 m

以上は変形抵抗 K_f を実験式

$$K_f = K \dot{\epsilon}^n \epsilon^m \dots \dots \dots (1)$$

ただし, $\dot{\epsilon}$: ひずみ速度 ϵ : 真ひずみで, $\dot{\epsilon}$ や ϵ と関係づける時の指数である.

*** 変形応力と降伏応力

flow stress と yield stress を一応訳した. 物理的意味は変形抵抗と同じ.

3. 実験方法および実験材料

変形抵抗の測定は室温より 1000°Cまで, 試片の各温度での加熱保持は相打鍛造機の加熱炉を用いて行なつ

た²⁾. 実験条件などは Table 1 に示す. 実験に用いた材料は 14 種類あつて, 次のように調製した. 化学成分その他は, Table 2 に示す.

3.1 0.09% 炭素鋼

リムド鋼の径 10 mm の線材でこれから長さ 10 mm の円筒状試験片を切り出し, これをドライ粉中で900°C × 1/2hr の焼鈍を行なつた.

3.2 0.02% 炭素鋼

径 9.5 mm の棒材から長さ 10 mm の円筒状試験片を

Table 1. Conditions of experiments.

Specimen	Testing temp. °C	Strain rate sec ⁻¹	Lubrication	Tester
0.09% Carbon steel	room temp. 200~860 900	~10 ⁻³ , 400~1080 300~1080 300~1080	MoS ₂ +grease MoS ₂ +grease glass	Olsen, Forging tester Forging tester Forging tester
0.02% Carbon steel	room temp. to 850	300~1000	MoS ₂ +grease	Forging tester
0.04% Carbon steel	700~1000	300~1000	MoS ₂ +grease	Forging tester
0.05% Carbon steel—I	700~1000	300~1000	MoS ₂ +grease	Forging tester
0.05% Carbon steel—II and 0.05% carbon steel contain- ing Ni and Cr	room temp. to 600	300~1000	MoS ₂ +grease	Forging tester
2% Aluminium Ferro Alloy	room temp. to 1000	300~1000	MoS ₂ +grease	Forging tester

The forging tester is of "counte-blowing hammer" type. See R_f. (2).

Table 2. Chemical compositions and grain diameters of specimens.

Specimen	weight %									Grain diameter mm
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	N	
0.09% Carbon steel	0.09	0.01	0.30	0.02	0.05	—	—	—	—	—
0.02% Carbon steel	0.02	0.01	0.07	0.005	0.011	0.2	—	—	—	—
0.04% Carbon steel	0.04	0.01	0.28	0.012	0.016	0.02	—	—	—	—
0.05% Carbon steel—I	0.05	—	—	—	—	—	—	—	—	—
0.05% Carbon steel—II	0.05	—	—	—	—	0.02	—	—	—	0.071
0.05% Carbon steel contain- ing Ni and Cr										
N—I	0.05	—	—	—	—	0.01	0.50	—	—	0.041
N—II	0.05	—	—	—	—	0.01	1.00	—	—	0.044
N—III	0.05	—	—	—	—	0.02	1.50	—	—	0.042
C—I	0.05	—	—	—	—	0.02	—	0.31	—	0.079
C—II	0.05	—	—	—	—	0.01	—	0.61	—	0.094
C—III	0.05	—	—	—	—	0.01	—	0.97	—	0.077
NC—I	0.05	—	—	—	—	0.02	1.00	0.31	—	0.046
NC—II	0.05	—	—	—	—	0.02	1.00	0.93	—	0.044
2% Alminum Ferro Alloy.	0.002	0.03	trace	0.008	0.008	1.96	0.009	0.005	0.002	—

—: No Analysis. As for Si, Mn, P, S and N, 0.05%C Steel—II and N—I...NC—II contain them as much as a common electrolytic iron. 0.05%C Steel—I is rimmed steel.

切り出し、これを真空中で $950^{\circ}\text{C} \times 1/4 \text{ hr}$ の焼鈍を行なった。

3.3 0.04% 炭素鋼

径 10 mm の線材で $950^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の焼鈍を行なった後、長さ 10 mm の円筒状試験片を切りだした。

3.4 0.05% 炭素鋼—I

径 50 mm の丸棒まで熱間鍛造して、熱間圧延と冷間引抜きで 12 mm 径までおとし、 $900^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ hr}$ の大気中焼鈍を行なった後、径 10 mm 長さ 10 mm の円筒状試験片を切りだした。

3.5 0.05% 炭素鋼—IIおよび Ni と Cr とを含む 0.05% 炭素鋼 8 種

電解鉄と Ni および Cr を原料とし、炭素は銑鉄を用いて含有させた。鉄と Ni とを真空管式高波真空誘導溶解炉(出力 15 kW, 周波数 30 kC) に 1200 g 装入し、溶解後、 1550°C で 5hr 水素ガス還元した。その後、炉内を真空にして、そこにアルゴンガスを送入し、0.015% の Al を添加して 3min 保持した。次に銑鉄によつて炭素を加え、クロムを含有させるものについては同時にそれを加えて 3 min 保持して、ルツボ内冷却で凝固させた。

このようにして作成した径 50 mm, 長さ 120 mm のインゴットをそれぞれ 700°C 前後の温度でアルゴン気流中で加熱し、熱間鍛造し、径約 12 mm の丸棒に伸ばした。次にスエーシングマシンで径 10.5 mm までおと

し以後 9 mm まで冷間引抜きして長さ 10 mm の円筒状試験片を切りだし、 $900^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の真空焼鈍を行なった。

なおこれらの試片の結晶粒は Table 2 に示した。

3.6 2% Al 鉄合金

真空中帯状溶融精製して純度を上げた電解鉄に重量百分率で 2% の Al を添加しルツボ内凝固させた。このインゴットは径 50 mm で長さ約 250 mm である。これを 700°C 前後の温度でアルゴン気流中で加熱し、約 12 mm 径の丸棒に鍛伸した。さらにスエーシングによつて 10.5 mm 径までおとし、冷間引抜きで 9 mm 径の丸棒を作つた。この丸棒から長さ 10 mm の円筒状試験片を切り出し、これを $900^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ で真空焼鈍した。

4. 実験結果

(1) 0.09%炭素鋼に関する実験

室温から 900°C に至る各ひずみ速度に対する変形抵抗—ひずみ曲線を Fig. 1 に示す。

室温から 400°C までの変形抵抗—ひずみ曲線から、この温度範囲においては加工硬化が小さく、一方変形抵抗のひずみ速度依存性は大きであることがわかる。変形抵抗のひずみ速度依存性指数は 0.15~0.20 である。

600°C になると変形抵抗のひずみ速度依存性には変化が認められないが、加工硬化が大となつている。ひずみが 0.10 で変形抵抗の大きさは室温における大きさにな

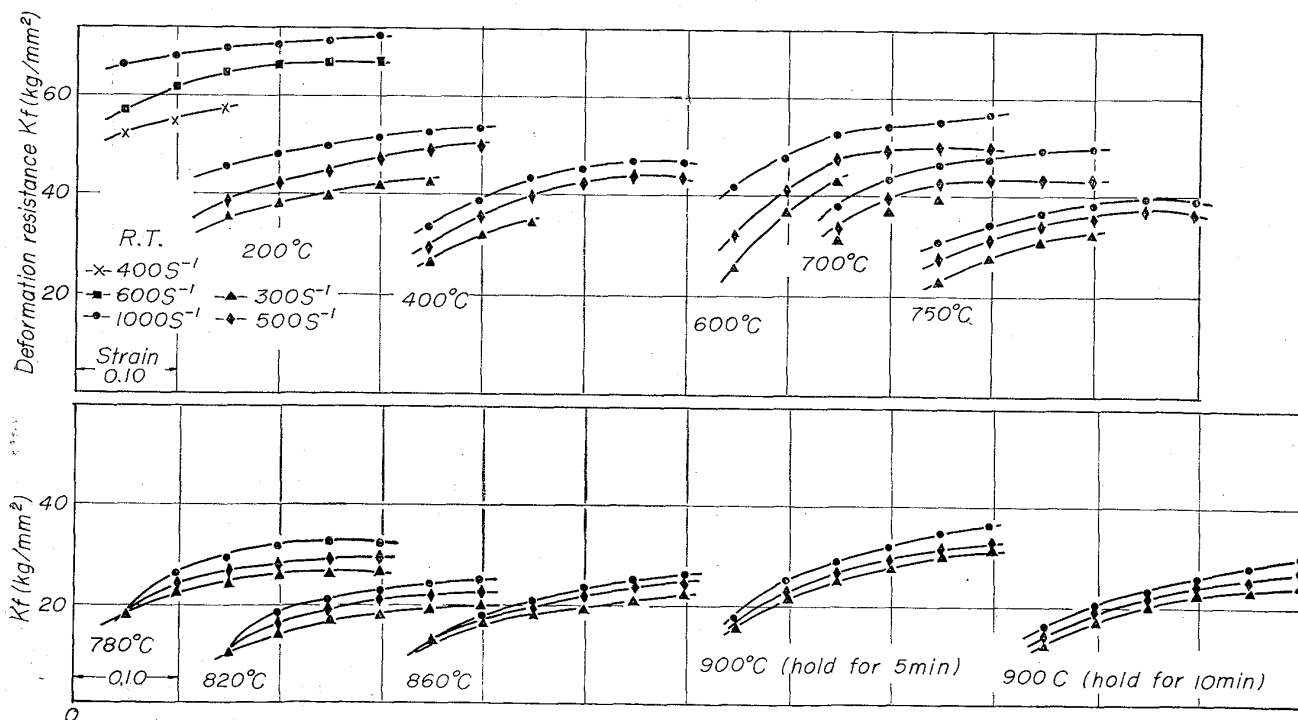


Fig. 1. Deformation-resistance strain curves of 0.09%C steel at various temperatures above room temperature to 900°C .

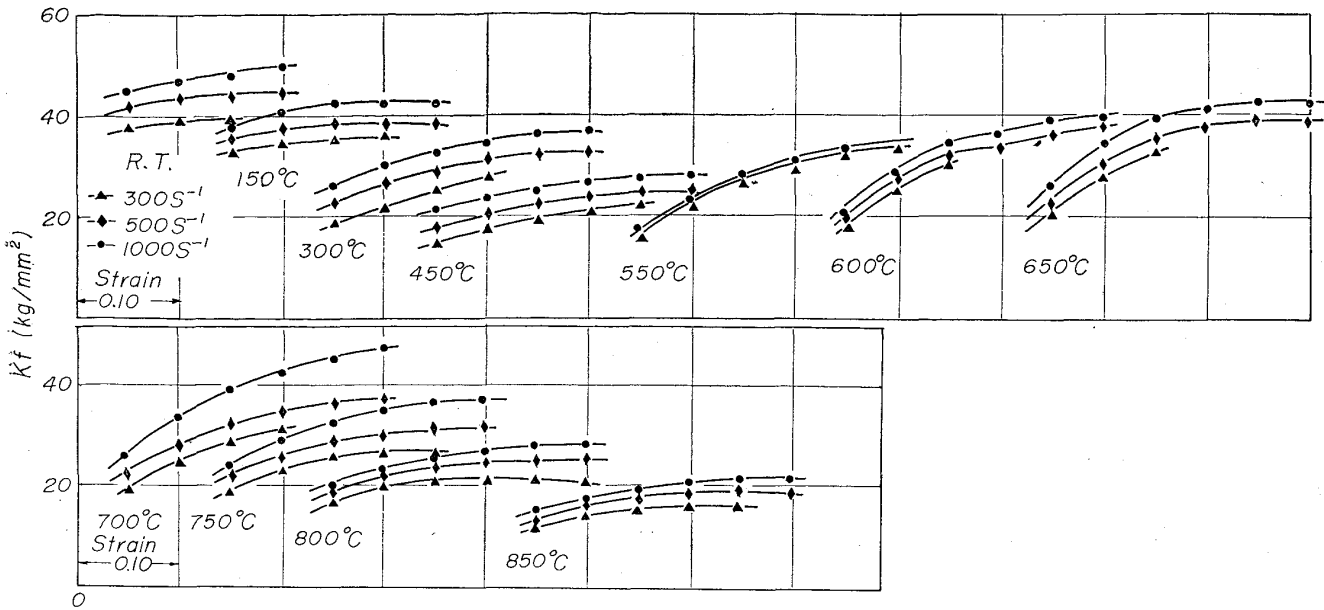


Fig. 2. K_f -Strain curves of 0.02%C steel at various temperatures above room temperature to 850°C.

つている。

700°C から 820°C までの変形抵抗-ひずみ曲線より、この温度範囲では変形抵抗のひずみ速度依存指数がやや小となり、指数で 0.13 程度となる。一方、加工硬化は再び小となるが、変形抵抗の温度依存性は大となる。

860°C では体積の 80% 程度が γ 相となつてはいるはずであるが、860°C では変形抵抗のひずみ速度依存性は小さく指数で 0.05 程度である。

900°C おける変形抵抗-ひずみ曲線を 2 つ示してある。900°C (a) は加工前炉内保持時間が 5 min で、900°C (b) は 10 min である。変形抵抗は保持時間の長い方が低くなり、変形抵抗のひずみ速度依存性も同じくより小である。900°C おける変形抵抗の大きさは 860°C の場合に比して大となつてることが注目される。

(2) 0.02%炭素鋼を用い、室温より 850°C までの変形抵抗を測定した。Fig. 2 には各温度とひずみ速度に対する変形抵抗-ひずみ曲線を示す。

室温から 450°C までの変形抵抗-ひずみ曲線から、この温度範囲においては、加工硬化が小であるが、変形抵抗のひずみ速度依存性が大であることがわかる。このことは 0.09% 炭素鋼においても同様であつた。

500°C から 600°C にかけて、温度の上昇とともに加工硬化がはげしくなり、ひずみ 0.10 における変形抵抗の値は温度の上昇につれて増大している。一方、変形抵抗のひずみ速度依存性は小となり、ひずみ速度依存性指数の値は 0.07~0.10 となつている。

650°C になると、加工硬化はさらにはげしくなつているが、一方変形抵抗のひずみ速度依存性も再び大とな

る。700°C より 850°C の間では、加工硬化は室温より 450°C の温度範囲における状態と同程度になり、変形抵

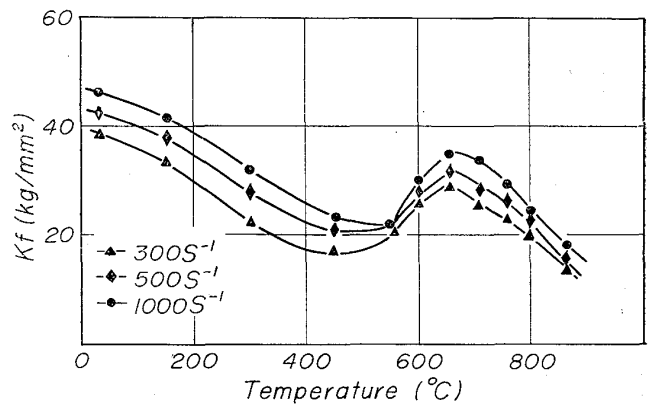


Fig. 3. K_f -Temperature curves at 0.10 strain, 0.02%C steel.

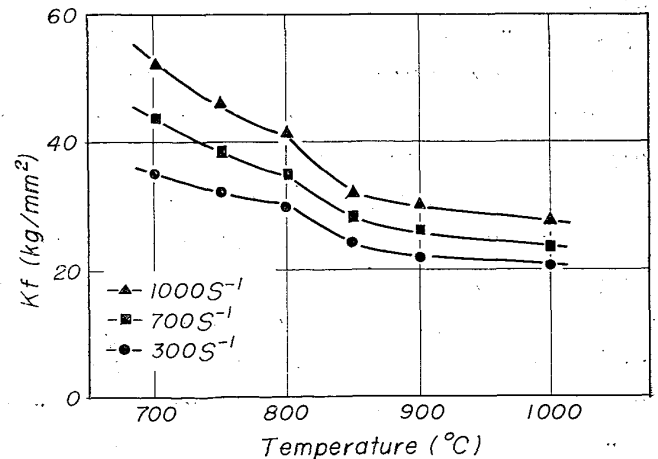


Fig. 4. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of 0.04%C-steel.

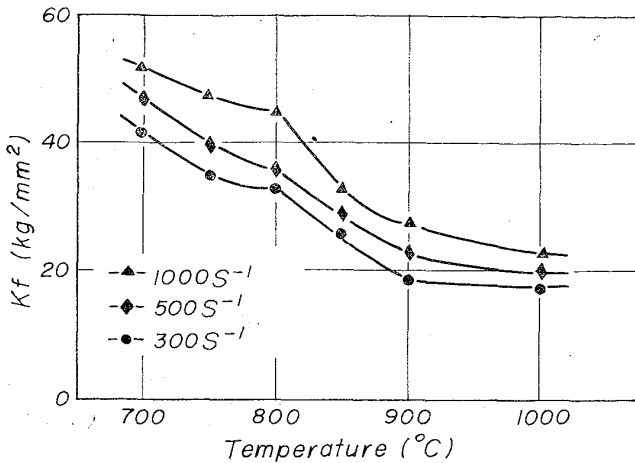


Fig. 5. K_f -Temperature curves at strain, 0.10 of $0.05\%C$ -Steel-I.

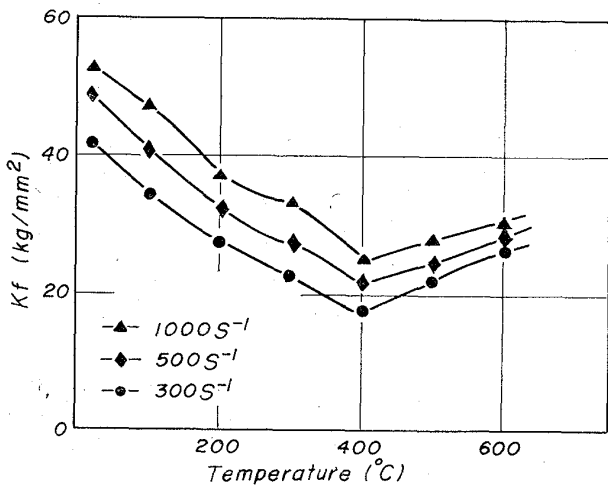


Fig. 6. K_f -Temperature curves at strain, 0.10 of $0.05\%C$ -steel-II.

抗のひずみ速度依存性と温度依存性が大である。

Fig. 3 にひずみ 0.10 , ひずみ速度 $300, 500$ および $1000/sec$ における変形抵抗-温度曲線を示す。この図から、変形抵抗-温度曲線が室温より $150^\circ C$ 近傍の間で一つの屈曲点をもっていることが認められる。

(3) 0.04% 炭素鋼および 0.05% 炭素鋼-I についての実験について述べる。 0.04% 炭素鋼と 0.05% 炭素鋼とはともにリムド鋼であるが、これらの $600^\circ C$ より $1000^\circ C$ までの間の変形抵抗の測定を行なった。これは A_3 変態点前後における変形抵抗の挙動について詳しく調べるためである。

Fig. 4 と Fig. 5 とに 0.04% 炭素鋼と 0.05% 炭素鋼-I のひずみ 0.10 における変形抵抗の温度変化の状態を示した。 $800^\circ C$ 付近において、変形抵抗-温度曲線に曲りがみられるが、これは試験片の加熱法をかえたためと思われる。すなわち $700^\circ C$ から $800^\circ C$ までは鉛浴を用い、鍛造直前に鍛造炉中に移すのであるが、 $850^\circ C$

以上では鍛造炉中で加熱した。

変形抵抗のひずみ速度依存性は $700^\circ C$ より $850^\circ C$ までは、ひずみ速度依存指数で表わして $0.2 \sim 0.15$ 程度の大きさであるが、 A_3 変態点を越えると 0.1 前後になる。変形抵抗の温度依存性は $850^\circ C$ まで大きく、それ以上では小となっている。また A_3 変態点近傍における変形抵抗の極大はみられない。

(4) 0.05% 炭素鋼-II および Ni と Cr とをそれぞれ少量ずつ含む 0.05% 炭素鋼についての実験について述べる。

低炭素鋼に置換型固溶体となつて入る金属不純原子の変形抵抗に対する影響について調べるために、電解鉄級の純度をもつ鉄に 0.05% の炭素を加え、さらに金属不純原子として Ni と Cr とを単独に加えたもの、と同時添加したもの合計 9 種について実験した。添加元素として Ni と Cr とを選んだのは、これが鉄中に置換型固溶体として入ること、およびラテライト鉱の製錬において

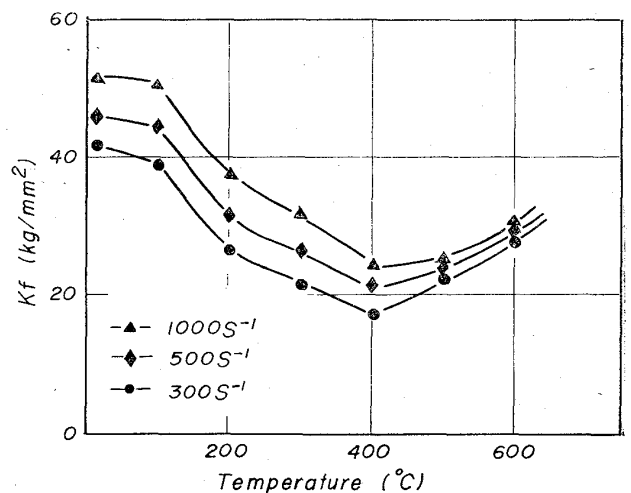


Fig. 7. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of N-I steel.

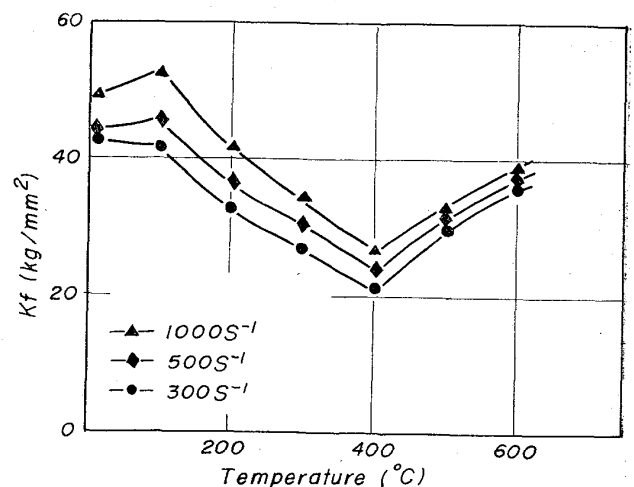


Fig. 8. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of N-II steel.

鉄中に残る元素であることの2点による。そしてこれらの存在が室温から 600°C までの変形抵抗にどのように

影響するか調べた。

室温から 600°C までの変形抵抗—温度曲線を Fig. 6

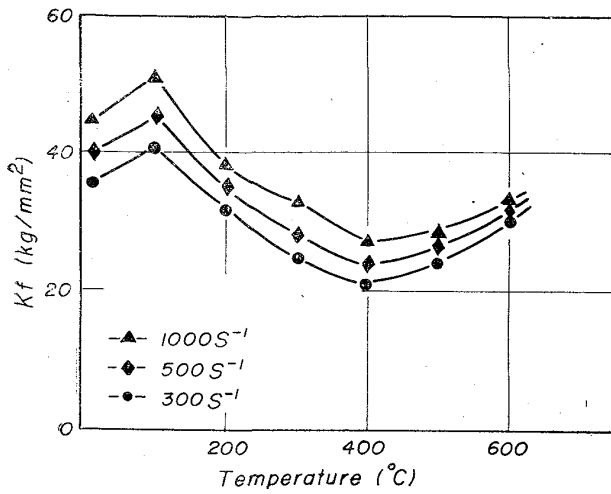


Fig. 9. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of N-III steel.

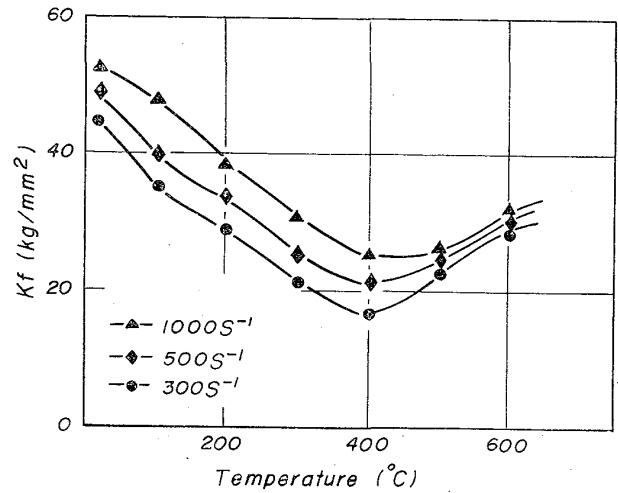


Fig. 12. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of C-III steel.

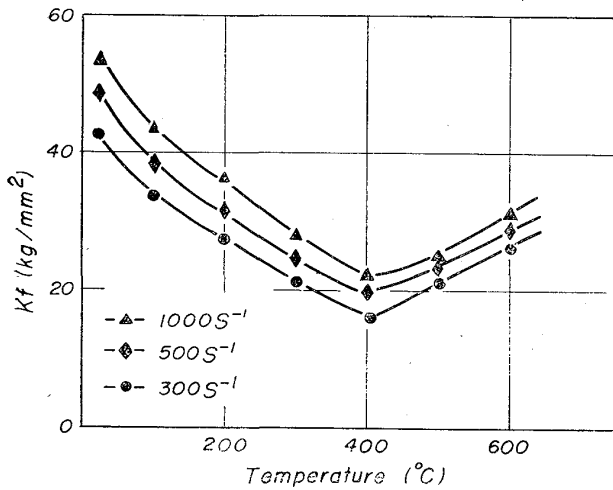


Fig. 10. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of C-I steel.

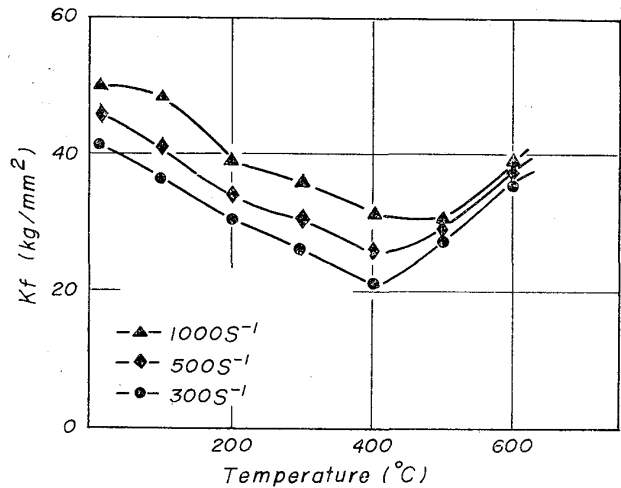


Fig. 13. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of NC-I steel.

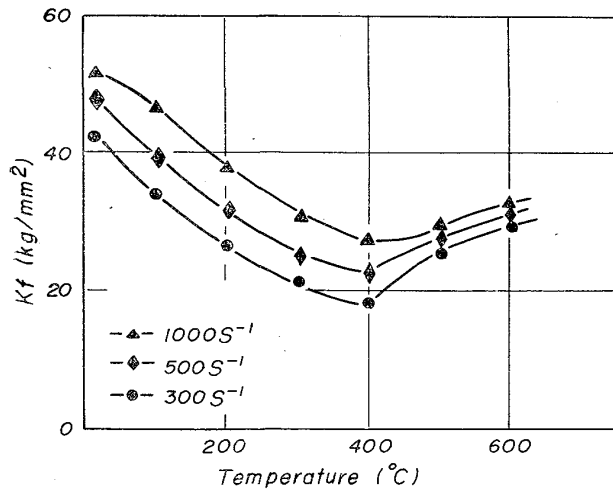


Fig. 11. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of C-II steel.

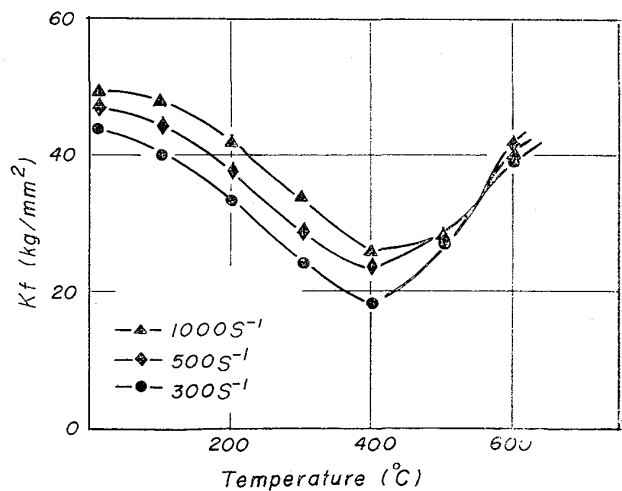


Fig. 14. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of NC-II steel.

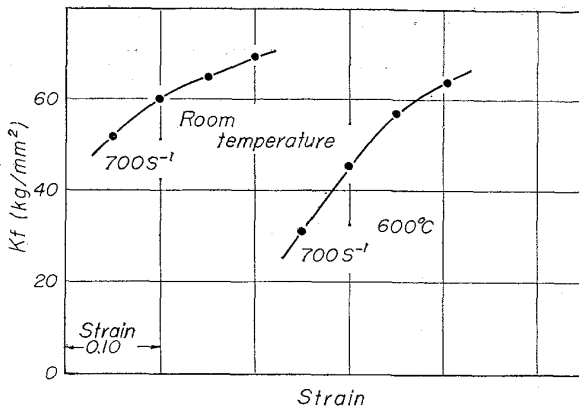


Fig. 15. K_f -Strain curves at room temperature and 600°C of $0.05\% \text{C}$ -steel- II.

から Fig. 14 に示す。

先に $0.02\% \text{C}$ 炭素鋼の変形抵抗の温度依存性が室温と 150°C との間で屈曲することを示したが、この実験の場合にも、ニッケルを含む N-I, N-II, N-III および NC-II において室温- 100°C の温度依存性と 100°C - 400°C のそれとの相異がはつきり出ている。

Fig. 15 に $0.05\% \text{C}$ 炭素鋼-II の室温における変形抵抗-ひずみ曲線と 600°C における変形抵抗-ひずみ曲線を示すが、N-I より NC-II にいたるすべての場合も同様に加工硬化は 600°C の場合にはげしくなっている。一方変形抵抗のひずみ速度依存性は室温より 400°C まで大であり、 500°C および 600°C では小となっている。

(5) $2\% \text{Al}$ 鉄合金についての実験について述べる。

Al は γ ループを作らせる元素であつて、約 $1\text{wt}\%$ 入れるとその鉄合金は全温度範囲で体心立方構造となる。そこで 2% の Al を加え、炭素を 0.02% 以下にした鉄合金を作り室温より 1000°C にいたる変形抵抗の測定を行なつた。

変形抵抗-温度曲線はひずみ 0.10 に対するもので

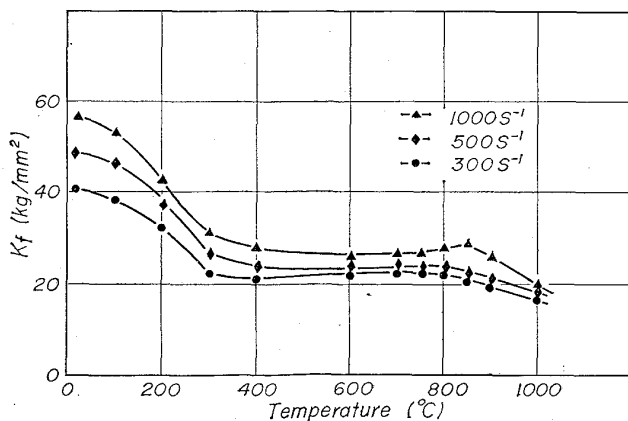


Fig. 16. K_f -Temperature curves at strain 0.10 of $2\% \text{Al}$ iron.

Fig. 16 に示す。変形抵抗の温度依存性は 100°C 近傍において変化を示しており、これは $0.02\% \text{C}$ 炭素鋼および Ni を含む $0.05\% \text{C}$ 炭素鋼における場合と同じである。しかし、ひずみ速度依存性は室温より 400°C まで大であり、 500°C 以上で小となっている。この場合、炭素の多い鋼とは異なつて、 500°C 以上で変形抵抗は単調減少を示し、その減少の程度は剛性率の温度依存性の程度である。しかし、 800°C 以上でやや温度依存性とひずみ速度依存性が大となっている傾向がうかがわれる。

(6) 以上の実験結果を総括してみると次のようになる。

a) 室温より 400°C ~ 500°C までの間では、低炭素鋼および鉄合金は大きい変形抵抗のひずみ速度依存性を示す。その大きさの程度はひずみ速度依存性指数にして、 0.15 ~ 0.25 程度である。この温度範囲において変形抵抗は一般に大きい温度依存性を有するが、しかし、 $0.02\% \text{C}$ 炭素鋼、Ni を含む $0.05\% \text{C}$ 炭素鋼および $2\% \text{Al}$ 鉄合金では 100°C ~ 150°C に温度依存性の屈曲があり、室温よりその温度までの温度依存性は小であつた。

b) 500°C より 600°C にかけて変形抵抗のひずみ速度依存性は小となり、しかも変形抵抗は $2\% \text{Al}$ 鉄合金の場合を除いて温度とともに大となり、この傾向はひずみ 0.20 程度までは、ひずみの大であるほどはげしい。

ただし、 $0.09\% \text{C}$ 炭素鋼の 600°C では変形抵抗の温度依存性は大であつた。

c) 650°C より 700°C にかけて変形抵抗は極大となり、 A_1 変態点から A_3 変態点にかけて大きい温度依存性をもつて小となる。ひずみ速度依存性はこの温度範囲で再び大となり、ひずみ速度依存指数は低温の場合とほぼ同程度の値となつている。

d) $2\% \text{Al}$ 鉄合金は 500°C より以上で変形抵抗のひずみ速度依存性は小となり温度依存性も同じく小さくなり、剛性率の温度依存性の程度になるが、 800°C より 1000°C の間でややこれが大となる傾向が見える。

e) A_3 変態点前後における変形抵抗の極大は $0.09\% \text{C}$ 炭素鋼の 860°C から 900°C にかけて、加熱保持時間に依存して現われたが、他の炭素鋼ではあらわれなかつた。

f) A_3 変態点を越えると変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性は低温の場合に比して小となつた。

5. 考 察

実験結果 a) より f) の各項についてそれぞれ考察することにする。

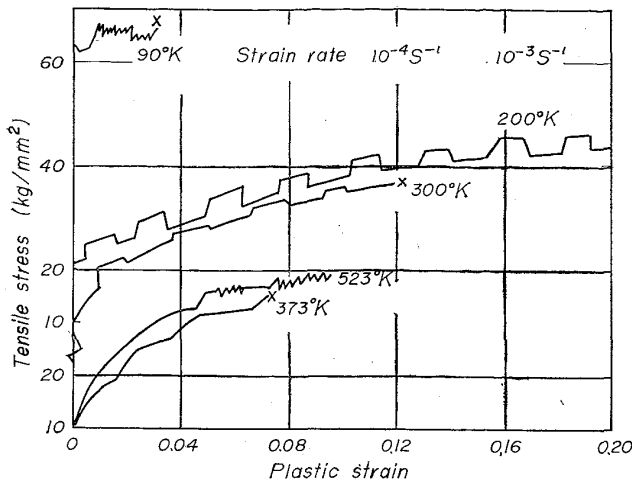


Fig. 17. Dependence of flow stress of iron on strain rate at various temperatures¹⁶⁾.

a) 室温より 400°C ~ 500°C の温度範囲における変形抵抗のひずみ速度依存性は大きい。このことは、温度範囲はひずみ速度の大きさによつて変わるが、鉄の変形が双晶によるものからじりを主体とするように変化する温度からはじまる。Fig. 17 にひずみ速度 10⁻⁴ ~ 10⁻³sec で交互に引張変形を行なわせた場合の応力-ひずみ曲線を示す¹⁶⁾。このような程度のひずみ速度では、ほぼ室温程度で応力のひずみ速度依存性はなくなつてゐる。

一方、ひずみ速度の大きさが ~ 10²/sec の程度になると、変形抵抗の温度依存性は 100°C ~ 150°C より 500°C までの間で大であり、とくに 0.05% 炭素鋼-II と 0.09% 炭素鋼の場合には室温以上で大となつてゐる。そして、当然、ひずみ速度依存性が大きければ温度依存性も大となつてゐることは、先に示した Fig. 17 の結果とも対応している。

すでに述べたごとく、鉄のじり変形の一番低温域における変形機構については、いまだ定説はない。しかし、H. CONRAD らは、鉄の低温における変形を熱力学的検討し、その変形機構はパイエルス機構であると結論し、また、作井ほかはその解説²¹⁾で同じく衝撃荷重下の鉄の降伏応力の温度依存性とひずみ速度依存性とを説明するのにパイエルス機構を考えている。

今、炭素量の多い鉄の変形機構がパイエルス機構であるかどうかは別として、活性化エネルギーは H. CONRAD の求めたごとく 0.55 eV であるとしよう。その時、ひずみ速度と応力および温度との関係は次式で結ばれる²²⁾。

$$\dot{\gamma} = N A b v_0 \exp\{- (0.55 - \alpha V \tau) / (k T)\} \dots (2)$$

$\dot{\gamma}$: せん断ひずみ速度, N : 転位密度, A : 転位が一つの障害を越えて進むことのできる距離, b : 転位のバーガスベクトルの大きさ $\approx 2.5 \times 10^{-24}$ cm, v_0 : 転位の自己振動数, V : 活性化体積, α : エネルギー換算係数

Table 3. Strain-rate dependence, $\Delta\tau/\Delta \log \dot{\epsilon}$ of resistance to deformation.

Temp.	Material	$\Delta\tau/\Delta \log \dot{\epsilon}$ (Strain)		
		0.10	0.15	
room temp.	Carbon 0.02% steel	2.9	3.7	
	Carbon 0.05% steel-II	3.4	3.4	
	N-I	4.4	4.5	
	N-II	2.5	2.0	
	N-III	3.5	3.3	
	C-I	3.3	3.8	
	C-II	3.3	3.5	
	C-III	3.2	3.3	
	NC-I	3.6	4.5	
	NC-II	0.6	2.0	
	2% Al-Fe	6.5	7.0	
	100°C	Carbon 0.05% steel-II	3.5	3.4
		N-I	5.0	5.0
N-II		4.5	4.3	
N-III		4.1	5.0	
C-I		5.0	3.8	
C-II		4.1	4.0	
C-III		4.5	4.0	
NC-I		5.0	5.0	
NC-II		3.0	4.5	
2% Al-Fe		5.6	6.3	
150°C		Carbon 0.02% steel	3.0	3.0
200°C		Carbon 0.05% steel-II	3.0	3.3
		N-I	4.4	4.1
	N-II	3.5	3.6	
	N-III	2.5	3.3	
	C-I	3.0	3.0	
	C-II	4.0	4.0	
	C-III	3.5	3.3	
	NC-I	3.0	3.7	
	NC-II	3.4	4.5	
	2% Al-Fe	3.8	4.0	
	300°C	Carbon 0.02% steel	3.9	3.1
		Carbon 0.05% steel-II	2.2	2.2
		N-I	3.0	3.5
N-II		2.5	3.0	
N-III		2.0	3.0	
C-I		3.0	3.0	
C-II		2.5	2.8	
C-III		3.7	2.5	
NC-I		3.0	3.8	
NC-II		2.9	2.3	
2% Al-Fe		2.5	2.5	
400°C		Carbon 0.05% steel-II	1.7	1.7
		N-I	2.1	1.9
	N-II	2.0	2.0	
	N-III	3.5	3.0	
	C-I	2.5	2.5	
	C-II	3.0	2.8	
	C-III	4.5	4.0	
	NC-I	3.3	3.8	
	NC-II	2.8	2.5	
	2% Al-Fe	2.0	2.5	
	450°C	Carbon 0.02% steel	2.0	2.8

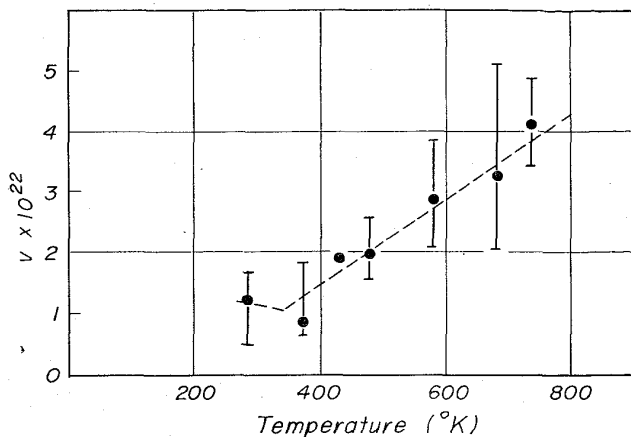


Fig. 18. Calculated values of activation volume, v .

$\approx 6.1 \times 10^{19} \text{ eV/kg/cm}$, τ : 転位にかかるせん断応力.
室温より400°C~450°Cにおいて(2)式によつて

$$\Delta\tau / \Delta \log \dot{\epsilon} = kT / \alpha v$$

の値を求めると, Table 3 のようになる. ただし, 試料は多結晶体であるから $K_f \approx 2\tau$ とした. これから v を計算すると Fig. 18 のように温度変化をする. そして室温における値はほぼ 10 b^3 程度である. これから転位を媒介として外力が変形仕事を行なう過程は非常に小さい寸法の機構でなされていることがわかる.

われわれの実験で求めた変形抵抗はそれぞれのひずみ速度履歴の異なる試験で, しかも比較的大であるひずみ $0.10 \sim 0.15$ で求めたのであるから(2)式によつて解析を進める場合, 特に転位密度 N が異なるところを, $\Delta\tau / \Delta \log \dot{\epsilon}$ を求め比較してしまつた恐れがある. しかし, 鉄の加工硬化におよぼすひずみ速度の影響に関するわれわれの研究から一応 N が異ならないとしてよいことがわかる²³⁾.

次にすべての場合 v が温度とともに一次的に増大していることが認められる. これは, H. CONRAD らによつても認められていることで¹⁵⁾, 彼は温度が低いと応力レベルが高く, 安定キクペアの相互距離が小となり, 温度が上昇すれば応力レベルが低くなり, キクペアの相互距離が大となるためであると説明している. このようなことはひずみ速度を一定にした実験でよく起ることである.

次に, (2)式をもとにし, 0.09%炭素鋼の室温における実験結果を計算によつて解析する. 今, 鉄のひずみ速度および温度と応力との関係が(2)式によるとし, ひずみ速度と温度に依存する応力を解くと

$$\tau = \ln \dot{\epsilon} \{ (kT) / (\alpha v) \} + 0.55 / (\alpha v) - \ln N A b v_0 \{ (kT) / (\alpha a) \} \dots \dots \dots (3)$$

と書くことができる. そこで 0.09% 炭素鋼についての

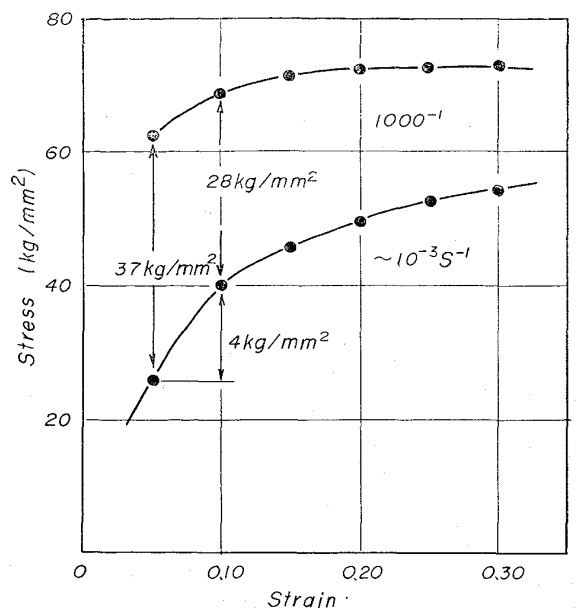


Fig. 19. Stress-strain curves of 0.09%C steel.

実験結果から, 室温における準静的変形の場合の変形抵抗—ひずみ曲線とひずみ速度 $1000/\text{sec}$ の場合の変形抵抗—ひずみ曲線を Fig. 19 に示してみた. 温度と v の値がたとえ, ひずみ 0.05 と 0.10 において有意差を生じなかつたとすれば, 0.10 における τ の 0.05 の τ からの減少は N の増加によると考えられる. もちろんここには一つの仮定, すなわち室温において準静的変形をさせた場合の内部構造の変化は高速で変形させた場合と変わらないという仮定がある. しかしこの仮定は鉄の場合にはかなり妥当である²³⁾.

Fig. 19から与えられる変形抵抗の差の, ひずみ 0.05 から 0.10 への減少は 9 kg/mm^2 となる. これを N の増加にもとづく τ の減少と結びつけると, 転位密度が 0.05 から 0.10 にかけて a 倍になるとして,

$$4.5 \text{ kg/mm}^2 = \ln a \{ (kT) / (\alpha v) \} \dots \dots \dots (4)$$

とおくことができ, これから

$$a = e^{\frac{4.5 \alpha v}{kT}} \dots \dots \dots (5)$$

となる. 室温で $kT / \alpha v$ はひずみによらず, ほぼ $1/3.5 \text{ kg/mm}^2$ であるから, N はひずみ 0.05 の場合より, 0.10 の場合には 3.5 倍程度になっているといえる. ここで準静的変形の場合の変形抵抗—ひずみ曲線から, ひずみ 0.05 より, 0.10 に至る変形抵抗の増大が転位密度の増加にもとづくこととすれば, 変形抵抗の増大量 ΔK_f と転位密度との関係は上の結果とあわせて次のように書ける.

$$\Delta K_f = 2 \times G b (\sqrt{3.5N} - \sqrt{N}) \dots \dots \dots (6)$$

ただし N はひずみ 0.05 の時の転位密度

ΔK_f は Fig. 19 より 10 kg/mm^2 であるから

$$\sqrt{N} = 8 \times 10^4 / \text{mm} \dots \dots \dots (7)$$

したがって N は $6.4 \times 10^9 / \text{mm}^2$ すなわち $6.4 \times 10^{11} / \text{cm}^2$ となる。ひずみ 0.10 では3倍になるから、可動転位密度は少し割引いて $10^{11} / \text{cm}^2$ としてよい。

このことと、変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性が $450^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$ でなくなることから、(2)式で σ を零とし、 T を 800°K とし $N A b \nu_0$ の項の大きさを計算して得た $2 \times 10^6 / \text{sec}$ の値とをあわせると $A \nu_0$ の大きさとして $2 \times 10^2 \text{ cm/sec}$ の値が得られる。パイエルス機構を考えれば $A \approx 10^{-8} \text{ cm}$ であるから ν_0 は $\sim 10^{10} / \text{sec}$ となり、かなり妥当な値が得られる。

以上の考察から、室温から 500°C に至る鉄鋼の変形機構は、ひずみ速度が $10^2 / \text{sec}$ の場合にはパイエルス機構と考えられるようであるが、なお、純度のよい鉄について降伏応力の温度依存性が炭素と窒素含有量に依存することが報告されているので¹⁹⁾、単純なパイエルス機構と考えることは問題があろう。むしろ同じようにパイエルスポテンシャルが大であると考えられているゲルマニウムなどの場合のように、不純原子の結晶内につくるポテンシャルとパイエルスポテンシャルとを組合わせた障害について、転位の運動を考えねばならない。

さて、Ni および Cr を含む軟鋼の変形抵抗におよぼすこれらの元素の影響について考察しよう。Table 2 に示すように、 0.05% 炭素鋼-II および N-II より NC-II にいたる合計 9 鋼種の結晶粒度はかなり異なっている。そこで変形抵抗に対する合金元素の影響を調べるために、温度とひずみ速度とに依存する部分が比較的小である 400°C $300 / \text{sec}$ の変形抵抗を考えることにする。

Fig. 20 に 400°C 、 $300 / \text{sec}$ の変形抵抗の値を鋼種に

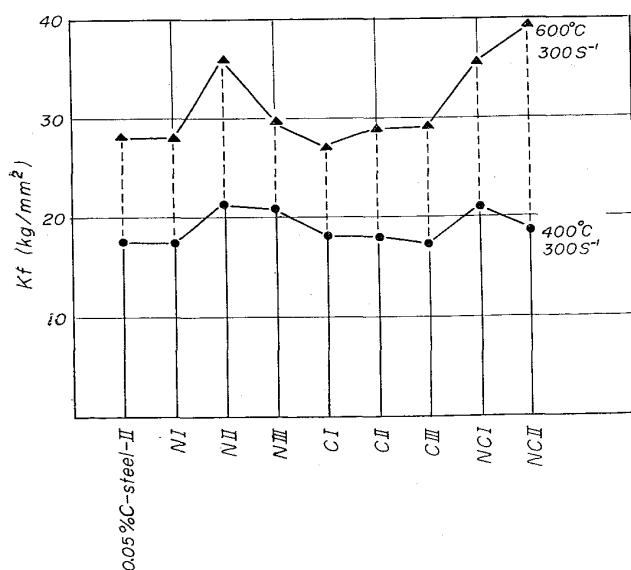


Fig. 20. K_f at 0.10 strain of 0.05% C steel containing nickel and chromium.

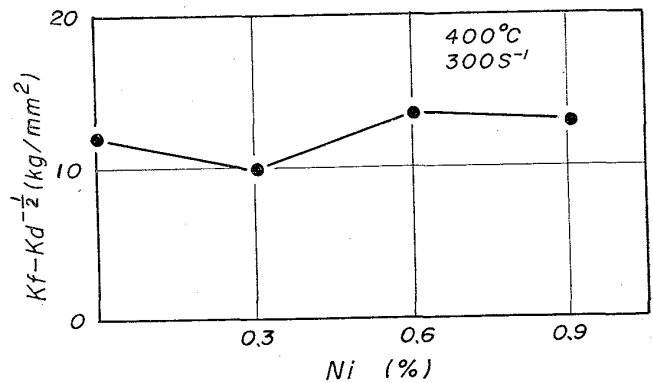


Fig. 21. Dependence of K_f on nickel content.

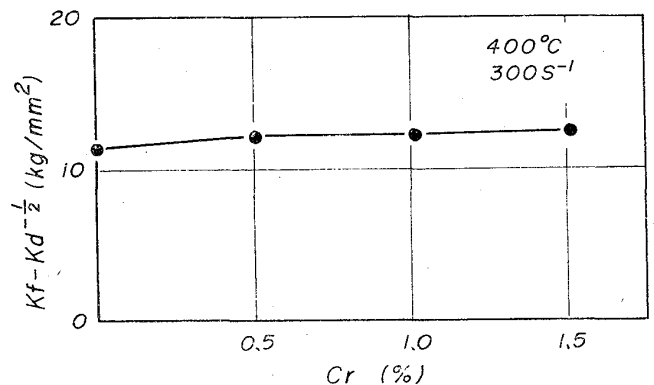


Fig. 22. Dependence of K_f on chromium content.

ついて並べてみた。これからは、Ni 添加ならびに Cr 添加の影響を直ちに認めることは困難である。そこでまず、結晶粒度の変形抵抗に対する影響を考慮して、この影響をさし引いて比較しなければならない。Fig. 21 から Fig. 22 に各合金元素に対する変形抵抗の粒度に依存しない部分の変化を示すことにする。

これから、変形抵抗におよぼす Ni と Cr の添加の影響を明確に読みとることは不可能である。Fig. 21 と Fig. 22 に用いた k の値は $1.6 \text{ kg mm}^{1/2} / \text{mm}^2$ であつて、これは電解鉄の低ひずみ速度、低温の降伏応力の粒度依存性を与えるものである²⁵⁾。この取り扱いの問題点は、低温低速変形の場合の k の値を、高速で高温の変形に適用してよいかどうかということであり、特に k の物理的意味とも関連する問題である。

しかしながら、Fig. 20 からまた Fig. 21 と Fig. 22 のいずれから、Ni と Cr の変形抵抗に対する影響を読みとることは不可能であり、現在のところ結論を求めることはできない。

それと同じことは、 600°C 、 $300 / \text{sec}$ の変形抵抗におよぼす Ni と Cr の影響についても見られ、Fig. 20 からわかるように、Cr を含む C-I、C-II と C-III は大

体そろつてその変形抵抗のレベルが低いことが認められる他、Ni 添加の影響については何ら系統的な現象をとりえることはできないのである。

さて、いくつかの鋼種について見られた 150°C~100°C 以下における温度依存性の変化はマイクロ双晶の発生が関係していることも考えられる。Fig. 18からわかるように、100°Cより高温における ν は単調に変化しているが、100°Cと室温とはその傾向が失なわれている。これは変形機構が室温では単一ではなくなっていることを意味するであろう。 ν の変化の傾向から変形抵抗の温度依存性とひずみ速度依存性の小なる機構が同時に働くようになることが予想でき、したがって双晶変形が起つていると考えることができるかもしれない。

b) 500°Cより 600°C にかけて変形抵抗のひずみ速度依存性は小であり、2% Al 鉄合金の場合を除いて温度とともに変形抵抗が上昇する。これは鉄の青熱脆性であつて、炭素と窒素が存在すると起る。

その機構についてはこれまでいろいろ考えられて来たが、まずこの現象の特徴をまとめてみよう。①ひずみが大きである方の変形抵抗の温度変化がいちじるしい。Fig. 23は 0.02% 炭素鋼のひずみ 0.10 とひずみ 0.15 との変形抵抗-温度曲線をひずみ速度 500/sec の場合について、450°Cの時を0として書いたものである。これからわかるように、極大値をとる時の差は 4 kg/mm² に達する。②ひずみ速度と変形抵抗の極大のする温度との間に関係がある。

青熱脆性の原因については古くから考えられ、転位論的立場からもいくつかのモデルが提出されている。炭素および窒素原子の少ない 2% Al 鉄合金の場合に変形抵抗の極大があらわれず、他の炭素鋼の場合にはあらわれていることから理解できるように、炭素と窒素原子がその一つの因子であると一般に考えられている。次にひずみ速度を上げると高温側にずれることから、炭素と窒素原子の拡散速度とひずみ速度との間に関係があることが

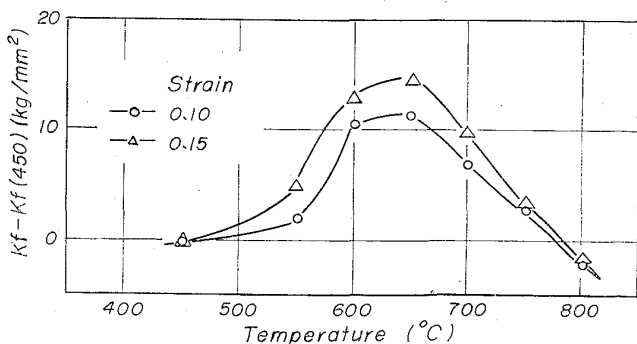


Fig. 23. K_f -Temperature curves of 0.02% C steel at 0.10 and 0.15 strain.

わかる。

このような立場から、この現象をスネーク効果による硬化現象として転位が格子間侵入型不純物の zone を引きずる時、最もエネルギーを要する温度と対応することを導きだしている考え方がある。この考え方は、転位と不純原子の雰囲気との相互作用を青熱脆性と関連づけているという点において正しいが、より低温域で変形抵抗が減少するという点、また、加工硬化がこの温度範囲で激化していることを説明できない。

しかし、この説から指示されることは、変形に寄与した転位が不純原子の雰囲気によつてつつまれ固着される可能性である。COTTRELL は不純原子の拡散係数 D 、可動転位密度 N 、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の間に

$$DN \approx \dot{\epsilon} \dots \dots \dots (8)$$

の関係があることを示した。

また一方、ひずみ速度と転位速度 V および転位密度との間には

$$\dot{\epsilon} = N b V \dots \dots \dots (9)$$

の関係がある。(8)式と(9)式から

$$D \approx b V \dots \dots \dots (10)$$

となる。

しかし、500°C から 700°C において、転位のまわりに不純原子の雰囲気が形成されるか否かということについて検討の必要がある。

鉄中の転位、刃状転位とラセン転位と不純原子との結合エネルギーは、A. W. COCHART らによつて、格子間侵入型不純原子について計算されており、その値は刃状転位に対してもラセン転位に対しても 0.75 eV である²⁰⁾。

この結合エネルギーに対して、転位近傍に起る不純原子の偏析濃度は、絶対温度 T 、地中の濃度 C_0 、転位近傍の濃度 C 、結合エネルギーを U_{ev} とすると

$$C = C_0 \exp U/1kT \dots \dots \dots (11)$$

で近似的に求められる。

これから、 $T=800^\circ\text{K}$ ($\sim 500^\circ\text{C}$) および 1000°K ($\sim 700^\circ\text{C}$) における C/C_0 の値を計算すると、 800°K では、 1.5×10^4 、 1000°K では 8×10^3 となるが、実際にはこの値に達する前に飽和してかなりの偏析が期待できる。

さて、材料が降伏して転位密度が大となると(9)式により所定のひずみ速度において V が減少する。そして(10)式の関係が満足された時変形に寄与した転位は大部分固着される。

したがって、残りの転位の速度は上昇し、再び増殖しつつ変形が進行し、 V が再び減少し転位が大部分固着されるという過程を繰り返す。転位密度が $10^{11}/\text{cm}^2$ の時

このようなことが起るとして D を求め温度をしらべると、約 800°K すなわち約 500°C になり、 $10^{10}/\text{cm}^2$ とすると 700°C になる。

実際の変形抵抗—温度曲線を見ると、 500°C より 700°C にかけて変形抵抗の増大が認められる。上に述べたこととあわせて考えれば、 500°C 程度においては転位密度が 10^{11} に上昇してはじめて固着—増殖のくり返しがはじまるが、より高温になるとこの転位密度は下がる。したがって可動転位密度の増加がひずみの増加につれておこるとすれば、より高温になると変形の進む過程でより小刻みに固着—増殖が繰り返えされ、全体としての硬化はより大となるわけである。事実、青熱脆性域で加工を行なったものは冷間加工を行なったものより、同一加工度で転位密度が上昇していることが電顕の直接観察によつて確かめられている²⁷⁾。

c) 600°C 以上になり、変形抵抗の極大は 650°C から 700°C の間に現われるが、ここで再び変形抵抗のひずみ速度依存性は大となる。低炭素鋼の場合は 730°C より上に二相共存領域をもつ。 850°C を越えると大体 $0.05\sim 0.09\%$ 炭素鋼の場合には γ 相になる。しかし α 相が体積の大部分を占める 800°C 以下においては、 α 相の変形抵抗の温度とひずみ速度に対する依存性が問題となろう。

実験によれば、炭素および窒素原子を低くおさえた Al 2% を含む鉄合金はその変形抵抗の温度とひずみ速度に対する依存性は小であつた。したがつて、この温度領域における変形抵抗のひずみ速度依存性と温度依存性の原因は転位の運動に対する炭素および窒素原子の寄与と、高温で鉄の自己拡散が盛んであるための動的回復の寄与とを考えなければならない。

すでに b) で述べたごとく、 700°C 以上の温度では雰囲気を引きずる転位が $10^{11}/\text{cm}^2$ もあれば、変形はまかなえることがわかっている。このことが、また、変形抵抗—温度曲線の極大の理由である。というのは、温度が高ければ小刻みな固着—増殖のサイクルが繰り返えされるが、小さい歪ですでに全体が不純物雰囲気を引きずつて進む条件を満たすようになり、加工硬化が進まなくなるためである。

転位が不純原子の雰囲気を引きずる時の外力と転位速度との間には一次の比例関係がある²⁸⁾。したがつて、転位速度がひずみ速度と比例しているならば、ひずみ速度と転位にかかる有効な応力との間には一次の比例関係があるはずである。しかしながら(1)式にしたがつて変形抵抗のひずみ速度依存性指数 n を求めると 0.20 前後となる。すなわち $K_f \propto \dot{\epsilon}^{-0.20}$ より $\dot{\epsilon} \propto K_f^{-5}$ である。そ

こで、 K_f のひずみ速度依存性を転位速度の応力依存性から説明できないように思われる。事実、転位速度と応力との一次比例関係が雰囲気を引きずりのモデルから導きだされたにもかかわらず取りあげられなかつたのである²⁹⁾。

しかし、変形抵抗は加工度の大であるところの変形に要する力であるから、変形抵抗には加工硬化の部分が含まれている。したがつて、変形抵抗は転位の摩擦力から定まる成分と加工硬化の成分とからなり、しかも、この場合は加工硬化の成分をかなり大きく考えなければならぬと思われる。

ここで注意しなければならないことは、①上述の加工硬化成分が athermal であるかどうかということ、ならびに、②転位の摩擦力とひずみ速度との関係である。①に関して、2% Al 鉄合金の実験結果から、回復がはつきり変形抵抗のひずみ速度依存性と温度依存性との上にあらわれていないから、加工硬化は athermal と結論できようであるが、これは正しくない。というのは、すでに b) で述べたごとく、青熱脆性は拡散と結びついた加工硬化の増大と関係があつて、したがつて、変形抵抗の極大をすぎた温度における変形抵抗もその温度によつて定まる加工硬化状態によつてきめられるということは当然考えられるからである。②に関しては、転位速度とひずみ速度を結びつける時(9)式を使うが、この場合転位密度 N が、ひずみ速度に依存することが①についての考察から認められる。したがつて(9)式は次のように書けるはずである。

$$\dot{\epsilon} = N(\dot{\epsilon}) b V(\tau) \dots\dots\dots (9)'$$

自己拡散が盛になり、変形中の同時回復あるいは転位の上昇運動にもとづく動的回復によつて、 N がひずみ速度の函数になる場合にも、(9)'式のように考えてよい。

この例として、堀内と吉永によるアルミ合金の高温塑性に関する研究がある³⁰⁾。彼らは、転位が合金元素の雰囲気を引きずる過程が変形機構を決定し、さらに N が回復によつて応力の函数となることから、高温における降伏応力 σ とひずみ速度との間に

$$\dot{\epsilon} \propto \sigma^{3\sim 4} \dots\dots\dots (11)$$

という関係があることを説明した。われわれの場合には①と②について考察した結果次のように結論しても過言ではないであろう。まず

$$K_f = K_{fd} + K_{fo} \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 K_{fd} は雰囲気を引きずる過程によつてきまる変形抵抗とし、 K_{fo} は材料の加工硬化によつてきまる変形抵抗の成分である。そして K_{fd} が(9)'式から、ひずみ速度との間に一次比例関係ではなく二次から三次の比

例関係があるとすれば、各温度でひずみ速度にほとんど関係しない K_{f0} が加わっている K_f とひずみ速度との間には

$$\dot{\epsilon} \propto K_f^{-5} \dots\dots\dots (13)$$

の関係が成立してもよいと一応は考えられる。

しかしながら、すでに述べた如く、可動転位密度が $10^{11}/\text{cm}^2$ もあれば雰囲気は自己の拡散能によつて外力の助けなしに転位と共に動けるはずである。したがつて

(13) 式の成立を期待できるに十分な K_{fd} が生じているかどうか問題である。この問題は青熱脆性による変形抵抗の極大を生じさせる機構、すなわち結晶内の転位密度を増大せしめる機構の解明を待つて解決されるべきである。

d) 二相共存領域の変形抵抗は工業的に重要である。約 0.05% 炭素鋼では $730^\circ\text{C} \sim 860^\circ\text{C}$ の間が二相共存であるが、この二相共存であることが変形抵抗に大きい影響を有するのは $850^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ の間である。0.04% 炭素鋼のひずみ速度のより低い場合のひずみ 0.20 における変形抵抗—温度曲線にあわせて高速の場合の曲線を Fig. 24 に示す。低速の実験は加藤と日下部によるもの

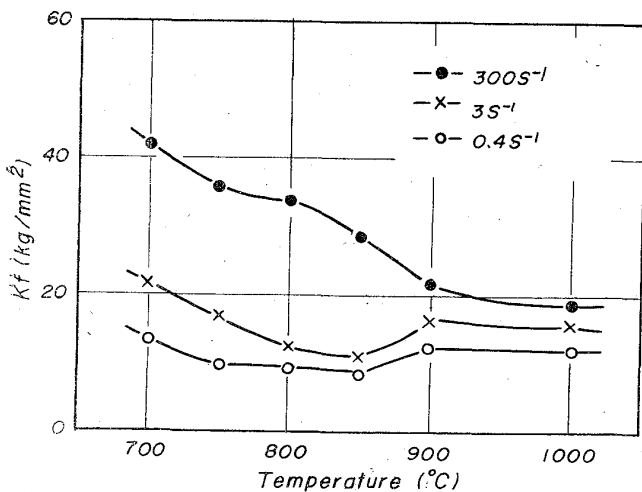


Fig. 24. K_f -Temperature curves of 0.04% C steel at 0.20 strain.

Table 4. $n(= \Delta \log K_f / \Delta \log \dot{\epsilon})$ values of f. c. c. metals.

Materials	Temp.	Strain	N value
Tough-pitch copper	room temp.	0.10	0.055
		0.15	0.059
Aluminum	room temp.	0.20	0.053
	400 $^\circ\text{C}$	0.20	0.096
18-8 stain-less steel	1,100 $^\circ\text{C}$	0.20	0.079
	1,200 $^\circ\text{C}$	0.20	0.079

である³¹⁾。Fig. 24 からわかることはひずみ速度 $\sim 10^2/\text{sec}$ の場合変形抵抗の極大はあらわれず、一方 $0.1 \sim 3/\text{sec}$ の場合にはあらわれている。また、 α 相が多い場合の変形抵抗はひずみ速度に大きく依存しており、 γ 相に変態終了した場合の変形抵抗のひずみ速度依存性は小である。したがつてこの変形抵抗のピークは Fig. 24 に示すように、ひずみ速度の大きさによつてあらわれる場合とあらわれない場合に分れると考えてよいであろう。

e) γ 相の変形抵抗のひずみ速度依存性はひずみ速度依存指数が 0.05 から 0.10 の大きさであつて、 α 相で青熱脆性の場合を除いて 0.20 前後であることを比して小である。この値の大きさは Table 4 に示す面心立方金属の各温度における変形抵抗のひずみ速度依存指数とほぼ同程度であることは興味深い。面心立方金属の変形抵抗のひずみ速度依存指数の大きさが温度にほとんど関係していないようなのは注目に値するがその理由ははっきりわからない。

f) なお Al を 2% 含み、高温に至るまで α 相である鉄合金の変形抵抗は、 900°C 前後に温度依存性が大となる一つの段階を有している。この Al 鉄合金の場合は炭素および窒素濃度が低いために 500°C より 850°C までの変形抵抗は温度とひずみ速度にあまり依存していない。 500°C 以上になれば鉄の自己拡散は盛んになるが、ひずみ速度が $\sim 10^2/\text{sec}$ ではこの自己拡散が変形抵抗のひずみ速度と温度依存性に関係するのは 900°C 前後ではないかと思われる。高温において α 相である合金鋼の熱間加工を理解する上に、特に 900°C 以上における変形抵抗の温度およびひずみ速度に対する挙動を研究することは量要である。

6. 結 言

ひずみ速度 $3 \times 10^2 \sim 10^3/\text{sec}$ における 0.05% 炭素鋼を中心とする軟鋼の変形抵抗を室温より 1000°C までにわたり、相打鍛造試験機によつて測定考察した結果、次のような結論に到達した。

(1) 500°C 以下では変形抵抗のひずみ速度依存性と温度依存性は大である。なお、2, 3 の鋼種において温度依存性が 100°C 近傍以下で小となる例があつた。この温度依存性とひずみ速度依存性とは、ひずみ速度 $10^{-3} \sim 10^{-4}/\text{sec}$ における降伏点の室温以下の温度およびひずみ速度依存性をもたらす機構と同一の機構によつて支配されていることがわかつた。この機構としては、現在、パイエルス機構を想定することが適當であるが、降伏点の機構そのものについては今日まだ問題が多い。 100°C 以下において、温度依存性が減ずる原因について

は、ミクロ双晶の発生をその理由とすることが考えられるが、まだ推定の域をでない。

(2) 500°Cより650°Cにかけて変形抵抗—温度曲線は極大を示す。これは青熱脆性として、転位の Cottrell 雰囲気による固着にもとづく、増殖の必要度の増大による加工硬化の激化によるものとして理解できる。

(3) 二相共存領域では、ひずみ速度が $10^2/\text{sec}$ の大きさの場合には変形抵抗の極大はあらわれなかつたが、より低いひずみ速度であらわれている。これは α 相と γ 相の変形抵抗のひずみ速度依存性と温度依存性が異なることによつて説明できる。

(4) 変態をおこさない、炭素と窒素濃度の低い2% Al 鉄合金の変形抵抗は500°Cより900°Cで温度およびひずみ速度依存性が小であり、900°C前後で温度依存性が大となる。これは900°C前後において鉄の自己拡散が変形機構に寄与するようになったと考えられる。

おわりに

本実験を遂行するにあたり、材料の溶解、提供に御協力いただいた金属材料技術研究所郡司氏および電々公社附属電気通信研究所奈良氏に感謝します。

この実験のうち0.09%炭素鋼に関する部分は1961年当時学生であつた二宮敬氏の助力になることを付記し感謝の意を表します。また、材料の調製、実験の一部に協力された近藤宏則氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) A. NADAI & M. MANJOINE: Proc. Amer. Soc. Test. Mat., 40 (1940), p. 822
- 2) 五弓, 木原: 塑性と加工, 3 (1962), p. 825
- 3) ROBIN: See Ref. (4)
- 4) O. W. ELLIS: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 21 (1933), p. 673
- 5) 鉄鋼技術共同研究会編: 圧延理論と変形抵抗 (1960) 104 [誠文堂新光社]
- 6) F. FLINN: Strengthening Mechanisms in Solid, (1962), p. 21 [Amer. Soc. Metals]
- 7) 作井, 中村, 他: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 28
- 8) 作井, 中村, 他: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1441
- 9) 作井, 中村, 他: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 996
- 10) T. von KARMAN & P. S. DUWEZ: J. Appl. Phys., 21 (1950), p. 987
- 11) G. I. TAYLOR: J. Inst. Chem. Eng., 26 (1946), p. 486
- 12) J. R. LOWJR: Iron and Its Dilute Solution (1963), 249 [Inter Science Publishers]
- 13) A. H. COTTRELL: Dislocation and Plastic Flow in Crystals, (1953), p. 86 [Oxford]
- 14) D. F. STEIN & J. R. LOW JR.: J. Appl. Phys., 31 (1960), p. 392
- 15) H. CONRAD: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 198 (1961), p. 364
- 16) H. CONRAD & S. FREDRICK: Acta. Met., 10 (1962), p. 1013
- 17) 鈴木: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 2351
- 18) See Ref. (12), p. 297
- 19) D. F. STEIN & J. R. ROW JR. et al: Acta. Met., 11 (1963), p. 1253
- 20) 五弓, 橋本: 塑性と加工, 5 (1964), p. 643
- 21) 作井, 森: 日本金属学会会報, 3 (1964), p. 358
- 22) A. SEEGER: Phil Mag., 1 (1956), p. 651
- 23) 五弓, 木原: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 271
- 24) 二宮: 日本金属学会会報, 3 (1964), p. 249
- 25) H. CONRAD & G. SCHOECK: Acta Met., 8 (1960), p. 791
- 26) A. W. COCHART & G. SCHOECK: Acta Met., 3 (1955), p. 533
- 27) 五弓, 橋本: 日本金属学会昭和 39 年秋期講演概要 p. 53
- 28) See Ref. (13), p. 136
- 29) A. GELEJI: Bildsame Formung Der Metalle in Rechnung und Versuch (1960) p. 59 (邦訳) [Akademie Verlag—コロナ社]
- 30) 堀内, 吉永: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 351
- 31) 加藤, 日下部: 私信