鉄の変形応力におよぼす炭素と窒素との影響*

高 橋 栄 治**

Eiji Takahashi : The Influence of Carbon and Nitrogen on the Flow Stress of Polycrystalline Iron. In order to study the influence of carbon plus nitrogen on the flow stress of iron, strain rate cycling tests have been performed during the tensile deformation of polycrystalline iron specimens with four different carbon plus nitrogen contents, 0.005, 0.010, 0.013 and 0.034 wt%, in the temperature range 203°~373°K. The effective stress and the parameter m^* in the Johnston-Gilman velocity-stress relationship $\dot{\epsilon} \propto n b \sigma^{m^*}$ on these iron specimens have been determined from the results. The parameter m^* increases with the increase of carbon plus nitrogen in solution and the effective stress tends to increase with the increase of carbon plus nitrogen in solution. Therefore, it is supposed that carbon and nitrogen serve as a resistance against moving dislocations. The coefficient of work hardening is scarcely influenced by carbon plus nitrogen.

(Received June 21, 1966)

I. 結 言

鉄に炭素を添加すると、その引張り強さ、降伏点などが高くなることは周知のことである。しかしながら、どのような機構でこのような現象が起こるかはいまだ不明な点が多い。

Basinski と Christian⁽¹⁾ や Conrad と Frederick⁽²⁾ らは純鉄について引張り試験を行ない、変形応力におよぼすひずみ速度および温度の影響について研究している。

これによると、体心立方格子の金属における降伏応力の強い温度依存性は、自由な転位の運動によるものであり、Cottrell のふん囲気からの転位の脱出によるものではない。またひずみとともに $(\partial \sigma / \partial T)_{\dot{\epsilon}}$ や $(\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_T$ が変化するの

は変えて試験を行なっている。この試験結果の解析には Conrad らとは異なり、Johnston-Gilman の関係式 $\bar{v} \propto \tau^{*m^*}$ (4) を用い、長範囲内部応力、 m^* 、 τ^* などについて検討している。ただし、 $\bar{v}$ は転位の平均移動速度、 τ^* は有効なせん断応力、 m^* は物質の特性値であり、温度に依存する。

このような方法にしたがい長範囲内部応力、転位の移動に有効な応力、 m^* などにおよぼす炭素や窒素などの影響を調べることは、鉄中に固溶している炭素や窒素の挙動を調べるのに有効な手段である。したがってこの方法により 0.005, 0.010, 0.013, 0.034 wt% (C+N) を含む鉄について実験した。

II. 実 験 方 法

この実験には、炭素窒素含有量の異なる 4 種類の真空中解鉄を使用した。これらの化学成分を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical composition of specimens (wt%).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	O	N	C + N
A	0.003	<0.01	<0.01	<0.003	<0.005	0.0066	0.0019	0.005
B	0.007	<0.01	<0.01	0.003	0.005	0.0060	0.0034	0.010
C	0.011	<0.01	<0.01	0.002	0.006	0.0072	0.0015	0.013
D	0.030	<0.01	<0.01	0.003	0.005	0.0070	0.0036	0.034

Frederick らはさらに 応力とともに 活性化エネルギーが変化するが、これはひずみ、固溶元素の量およびその分布には依存しないと述べている。しかしながら変形応力におよぼす侵入型元素すなわち炭素、窒素などの影響については十分には研究されていない。

Michalak⁽³⁾ は高純度の単結晶および多結晶の鉄について Conrad らと同じように引張り変形中、変形速度を繰り返

これらの試料から直径 5 mm, 標点間距離 50 mm の試験片をつくった。これらを真空中にされた石英管中に封入し、熱処理を行なった。熱処理としては 920°C で 20 分保持後炉冷および水焼入れを行なった。

これらの試料を 203 ± 1, 238 ± 1, 273 ± 1, 300 ± 2, 373 ± 1°K でインストロン型の引張り試験機により引張り試験を行なった。引張り試験中に約 0.01 のひずみごとに引張りひずみ速度を 10 倍ないし 1/10 に交互に交換した。203°, 238°K の場合にはエチルアルコールとドライアイスにより、273°K の場合には氷水により、300°K の場合には室温により、373°K の場合には温風式加熱による恒温そうにより試料の温度調節を行なった。

** 株式会社 神戸製鋼所 中央研究所 (Central Research and Development Laboratory, Kobe Steel Ltd., Kobe)

* 1966 年 4 月本会東京大会に発表

(1) Z.S.Basinski and J.W.Christian: Aust.J.Phys., **13** (1960), 299.

(2) H. Conrad and S. Frederick: Acta Met., **10** (1962), 1013.

(3) J.T.Michalak: Acta Met., **13** (1965), 213.

(4) W.G.Johnston: J. Appl. Phys., **33** (1962), 2716.

熱処理後の試料の結晶粒度については、試料が炉冷された場合には、試料 A の結晶粒の平均の直径は 0.7 mm であり、試料 B, C, D の結晶粒の平均の直径は 0.2~0.08 mm である。また試料が水焼入れされた場合には、試料 A, B, C, D ともに結晶粒の平均の直径は 0.2~0.1 mm である。なお引張り試験は熱処理後 4 日目あるいはそれ以上の日数後に行なった。

III. 実験結果

920°C で 20 分保持後、炉冷および急冷された試料について試験した結果を Fig.1~6 に示す。ひずみ-応力曲線

Fig.1 Effect of strain rate changes on the flow stress of furnace-cooled irons. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 300°K.

Fig.2 Effect of strain rate changes on the flow stress of water-quenched irons. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 373°K.

に見られる凹凸のうち、凹の部分はひずみ速度 $1.6 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ で試験した場合に相当し、凸の部分はひずみ速度 $1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ で試験した場合に相当する。

各ひずみにおけるひずみ速度の変換による適用応力 σ_A の差 $\Delta\sigma_A$ を Fig.7, 8 に示す。

試験温度 300°K の場合の炉冷材と急冷材とを比較すると、Fig.7, 8 (a) に示すように、炉冷材の $\Delta\sigma_A$ は急冷材の

Fig.3 Effect of strain rate changes on the flow stress of water-quenched irons. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 300°K.

Fig.4 Effect of strain rate changes on the flow stress of water-quenched irons. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 273°K. σ^* : effective stress.

$\Delta\sigma_A$ に比べ、種々の (C+N) の含有量の場合において、いつも大きい値を示す。しかも (C+N) の含有量の違いによる $\Delta\sigma_A$ 間の差は急冷材の場合よりも炉冷材の場合のほうが小さい。したがって固溶している (C+N) が $\Delta\sigma_A$ に影響していると考えられる。

Fig.8 において、試験温度が低くなるにつれて $\Delta\sigma_A$ は大きくなる。また試験温度 203°K の場合の試料 A および D、試験温度 238°K の場合の試料 D は塑性ひずみへの $\Delta\sigma_A$ の依存性がとくに大きい。

IV. 考 察

いま適用応力 σ_A を $\sigma_A = \sigma^* + \sigma_i$ とする。ただし σ^* は転位を動かすための有効応力であり、 σ_i はその他の応力とする。

ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ と σ^* との関係は $\dot{\epsilon} \propto n b \sigma^{*m}$ で表わされる。ただし n は可動転位の数、 b はバーガス・ベクトルである。この式中の σ^* 、 m^* ならびに σ_i におよぼす (C+N) の影響について検討する。

Fig. 5 Effect of strain rate changes on the flow stress of water-quenched irons. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 238°K. σ^* : effective stress.

Fig. 6 Effect of strain rate changes on the flow stress of water-quenched irons. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 203°K. σ^* : effective stress.

Fig. 7 The change in tensile strength $\Delta\sigma_A$ associated with a 10:1 change in the strain rate as a function of strain. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Testing temperature: 300°K. Heat treatment: furnace-cooled after 920°C × 20 min.

1. m^* について

Johnston と Stein⁽⁵⁾ らはつぎのようにして m^* を求められると述べている。

Fig. 8 The change in tensile strength $\Delta\sigma_A$ associated with a 10:1 change in the strain rate as a function of strain. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \rightleftharpoons 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Heat treatment: water-quenched after 920°C × 20 min. Testing temperature: (a) 300°K, (b) 273°K, (c) 238°K and (d) 203°K.

すなわち $m = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma_A$ とし、 m とひずみ ϵ との関係において、ひずみ ϵ を 0 にしたとき $m = m^*$ となる。

この方法により m^* を求めた。その一例を Fig. 9 に示す。これらの結果をまとめると Fig. 10 のようになる。これによると m^* は (C+N) 含有量が多くなると大きくなる。また 273°K の温度では固溶元素の含有量の多い場合急激に大きくなる。

2. σ^* 、 σ_i について

(5) W.G. Johnston and D.F. Stein: Acta Met., 11 (1963), 317.

Michalak⁽³⁾ はひずみ速度 - 応力の関係式 $\dot{\epsilon} \propto n b \sigma^{m^*}$ から、 $\sigma^* = \Delta \sigma_A / [(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1)^{1/m^*} - 1]$ および $\sigma_1 = \sigma_A - \Delta \sigma_A / [(\dot{\epsilon}_2 /$

$\dot{\epsilon}_1)^{1/m^*} - 1]$ を導びいている。ただしこの式を求めるさい、つぎのような仮定をしている。

Fig.9 Variation of $m = \Delta \ln \dot{\epsilon} / \Delta \ln \sigma_A$ with strain. Strain rate: $1.6 \times 10^{-4} \sim 1.6 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$. Heat treatment: water-quenched after $920^\circ\text{C} \times 20 \text{ min}$. (a) Fe-0.005 wt% (C+N). Testing temperature: 273°K . (b) Fe-0.005 wt% (C+N). Testing temperature: 238°K . (c) Fe-0.005 wt% (C+N). Testing temperature: 203°K . (d) Fe-0.013 wt% (C+N). Testing temperature: 273°K . (e) Fe-0.013 wt% (C+N). Testing temperature: 238°K . (f) Fe-0.013 wt% (C+N). Testing temperature: 203°K .

Fig.10 Temperature dependence of m^* .

- (1) ひずみ速度の変化により可動転位密度が変化しない。
 - (2) ひずみ速度の変化により転位構造が変化しない。
 - (3) Johnston-Gilman の速度 - 応力の関係が変形中いつも成立つ。
 - (4) m^* がひずみに依存しない。
- などである。

このようにして求めた σ^* を Fig.4, 5, 6 中に示した。これによると 203°K の場合、(C+N) 含有量の少ない B 試料の σ^* が (C+N) 含有量の多い C 試料の σ^* よりも大きい値を示しているが、全体の傾向としては (C+N) 含有量が多くなるにしたがつて、有効応力 σ^* が大きくなる。これは固溶している (C+N) が転位の移動に対して抵抗になっていることを示すものと思われる。

(C+N) 含有量の多い試料 D の場合を除けば、固溶している (C+N) 量が変わっても $\partial \sigma_A / \partial \epsilon$ はほとんど変化しない。有効応力 σ^* がひずみとともに変化せず、しかも降伏点における適用応力 σ_A と等しいとすれば、応力 σ_i は固溶している (C+N) 量に影響されない。

Li⁽⁶⁾ によると長範囲内部応力は $\sigma = AGb \sqrt{N_f}$ で表わされる。ただし A は常数、 G は剛性率、 b はバークス・ベクトル、 N_f は転位のもつれ (tangles) やセル壁の転位密度である。

いま Michalak が述べているように σ_i を長範囲内部応力とすると、固溶している (C+N) は転位のもつれやセル壁の転位密度の変化にはほとんど寄与しない。

しかしながら試験温度が高くなり、試料の変形中にひずみ時効が起こる場合には $\partial \sigma_A / \partial \epsilon$ は (C+N) 量により変ると

(6) J. C. M. Li: *Direct Observation of Imperfections in Crystals* (Interscience, New York, 1962)

思われる (Fig.1, 3). この値は温度にも依存すると考えられるので, $\sigma_i (= \sigma_A - \sigma^*)$ は長範囲内部応力と時効により増加する応力とに分けられると考えられる.

また温度が低くなると有効応力 σ^* は大きくなる.

V. 結 言

変形応力におよぼす鉄中に固溶している (C+N) の影響を調べた結果つぎの点が明らかとなった.

(1) m^* は固溶している (C+N) 量がふえると大きくなる.

(2) 有効応力 σ^* は固溶している (C+N) 量がふえると大きくなる傾向にある. したがって固溶している (C+N) が転位の移動に対して抵抗になると考えられる.

(3) (C+N) 含有量の多い試料 D を除けば加工硬化係数 $\partial \sigma_A / \partial \varepsilon$ は固溶している (C+N) によりほとんど影響されない.

(4) 有効応力 σ^* は温度が低下するにしたがって大きくなる.