亜共析合金鋼の黒鉛化現象におよぼす オーステナイト化処理条件の影響

——オーステナイト化後徐冷する場合——

末吉 秀一* 末永 勝郎* 田中 良平**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 51, No. 6 (1987), pp. 518-524

Effect of Austenitizing Treatment Followed by Slow Cooling on Graphitization in Hypo-Eutectoid Alloy Steels

Hidekazu Sueyoshi*, Katsuro Suenaga* and Ryohei Tanaka**

An influence of the austenitizing treatment followed by slow cooling on the graphitization in hypo-eutectoid alloy steels has been studied. The number of graphite nodules and the rate of graphitization remarkably depend on the austenitizing conditions. The rate of graphitization increases with an increase in graphite nodule number. From both the above mentioned result and the fact that the growth rate of graphite is independent of the austenitizing conditions, it is suggested that the austenitizing conditions have a major influence on the nucleation of graphite.

In the pre-treatment that a steel is held at the austenitizing temperatures, until traces of cementite disappear completely, and then slow-cooled to room temperature, the graphitization is most greatly stimulated. Cementite in pearlite formed after the above mentioned pre-treatment was found to be fine lamellae. It is concluded that fine cementite is unstable because of larger surface energy and may cause an easy nucleation of graphite thereby.

(Received November 19, 1986)

Keywords: graphitization, hypo-eutectoid alloy steel, slow cooling pre-treatment, austenitizing condition, graphite nucleation

I. 緒 言

筆者らは先に、亜共析合金鋼の黒鉛化現象について調べ、前処理として焼入れや冷間圧延を施すと微細な黒鉛が析出し、かつ黒鉛化時間も短縮されることを報告した⁽¹⁾。黒鉛化におよぼす前処理の影響については、筆者らの研究の他に過共析鋼に関する山中および日下の研究⁽²⁾⁻⁽⁴⁾、低炭素鋼に関する藤平の研究⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾があり、焼入れや冷間加工が黒鉛化を促進するという点では一致した結論が得られている。ただ焼入れは、質量効果によって大形試料では中心部まで焼入れ効果が期待できず、また焼割れや変形に対しても注意しなければならない。一方、冷間加工は形状が複雑な場合、あるいはC濃度が高くて材質的に硬い場合には利用しにくいなど、この2つの前処理には幾つかの問題点が残されている。そのため実用的にはさらに前処理を多様化することが望まれる。しかし亜共析鋼の黒鉛化現象に関する報告は少なく⁽⁵⁾⁻⁽¹²⁾、上記以外の前処理の効果については

不明な点が多い。例えば、最も簡単な前処理として焼入れを挙げることでもできるが、促進効果が弱いとみられ、これまで十分な検討がなされていない。しかしオーステナイト(γ)域から徐冷という簡単な前処理によって目的とする黒鉛化組織を容易に得ることができれば、実用的には有意義であると考えられる。

そこで本研究では、C濃度の異なる3種類の亜共析合金鋼を用い、 γ 化後徐冷という前処理を施す場合の γ 化温度や γ 化時間が黒鉛化挙動にどのような影響をおよぼすかについて調べた。その結果、黒鉛粒数や黒鉛化速度は γ 化条件によってかなり異なること、最適な γ 化条件が存在すること、 γ 化条件は主として黒鉛の核生成過程に寄与することなど、幾つかの知見が得られたので報告する。

II. 実 験 方 法

供試材としては、高周波誘導炉で大気中溶製した50 kgの鋼塊を直径19 mmの丸棒に熱間鍛伸したものをを用いた。

* 鹿児島大学工学部機械工学第二学科(Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Kagoshima University, Kagoshima)

** 横浜国立大学工学部生産工学科(Department of Mechanical Engineering and Materials Science, Faculty of Engineering, Yokohama National University, Yokohama)

Table 1 Chemical composition of steels (mass%).

Mark of steel	C	Si	Mn	Al	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
2C	0.21	1.20	0.31	0.039	0.005	0.005	<0.01	2.05	0.01	0.01
4C	0.41	1.19	0.31	0.039	0.005	0.003	<0.01	2.02	0.01	0.01
6C	0.59	1.19	0.31	0.039	0.005	0.003	<0.01	2.04	0.01	0.01

Fig.1 Relationship of the austenitizing temperature to Ac_1 and Ac_3 . Open circles represent the austenitizing temperature examined.

その化学組成を Table 1 に示す。これらは 1.2%Si, 2%Ni, 0.3%Mn, 0.04%Al で, C 量を 0.2%, 0.4% および 0.6% と 3 段階に変化させたものである。

前処理は次の方法で行った。熱間鍛伸後の試料から作成した対辺距離 5 mm, 長さ 55 mm の正八角棒を, 熱膨張試験機中に入れて真空中 (1.3×10^{-3} Pa 以下) 0.11 K/s の昇温速度で Ac_1 点以上の種々の温度に加熱し, 1.8×10^3 s 保持後試験機から炉を取り去って真空中で自然に冷却させた。なお加熱する際, Ac_1 点と Ac_3 点も併せて測定した。 γ 化温度と変態点との位置関係を Fig.1 に示す。図に見られるように, 実験した γ 化温度は Ac_1 点以上 Ac_3 点以下の 2 相域から Ac_3 点以上の单相域までかなり広範囲にわたっている。一方, γ 化時間の影響を調べるため, 6C 鋼を用いて Ac_1 点に近い 1043 K および比較的高温の 1103 K でそれぞれ時間を変えて保持後, 炉を取り去って真空中で自然に冷却させた。

以上の前処理後, 試験片の端から約 10 mm 切り取り, 横断面をバフ研磨・腐食して走査型電子顕微鏡で組織を観察した。ついで残りの試験片を長さ 45 mm に仕上げ, 熱膨張試験機を用いて真空中 1.1 K/s の加熱速度で 953 K に昇温・保持して黒鉛化に伴う膨張量の変化を測定した。黒鉛化終了後, 試験片の中央横断面の組織を光学顕微鏡で観察した。

III. 実験結果

1. 黒鉛化挙動におよぼす γ 化温度の影響

種々の γ 化温度から徐冷後, 953 K で黒鉛化処理したときの黒鉛化曲線の例を Fig.2 に示す。これらの曲線は, 黒鉛化による膨張が現れる直前の段階を黒鉛化率 0%, 黒鉛化が終了して膨張が飽和する段階を黒鉛化率 100% として黒鉛化膨張曲線を規格化したものである。図に見るように前処理の γ 化温度によって黒鉛化速度はかなり異なる。

2C, 4C および 6C の各鋼について, 黒鉛化が 50% 進行するのに要する時間 $t_{0.5}$ を γ 化温度に対しプロットして Fig.3 に示す。それぞれの鋼の $t_{0.5}$ を比較すると, どの温度においても 2C 鋼が最も小さく, ついで 4C 鋼, 6C 鋼の順になっており, 鋼中の C 濃度が増加するほど黒鉛化に

Fig.2 Graphitization curves of the steel 6C at 953 K. Pre-treatment: Austenitized at different temperatures indicated in figure, and slow-cooled to room temperatures.

Fig.3 Variation of the annealing time for 50% graphitization, $t_{0.5}$, with the austenitizing temperature in pre-treatment, T_A .

Fig.4 Optical microstructures of the steels annealed at 953 K. Pre-treatment: Austenitized for 1.8×10^3 s at 1153 K, and slow-cooled to room temperature. (a) Steel 2C. (b) Steel 4C. (c) Steel 6C.

長時間を要することがわかる。γ 化温度による $t_{0.5}$ の変化を見ると、どの鋼も凹形であり、 $t_{0.5}$ が最小値を示す温度は鋼種によらず 1080 K 付近となっている。Fig.1 と対照すると、この温度は 2C 鋼にとっては α-γ 2 相域、4C 鋼では Ac_3 点直上、6C 鋼においては γ 単相域である。この結果を見るかぎり、 $t_{0.5}$ が最小となる γ 化温度は、そのときの組織が单相であるか 2 相であるかということには特に関係はないように思われる。

1153 K で γ 化した各鋼の黒鉛化組織を Fig.4 に示す。黒鉛粒数は鋼種によらず同程度であるが、黒鉛粒径は 6C 鋼が最も大きく、ついで 4C 鋼、2C 鋼の順になっている。これは C 濃度の高い鋼ほど黒鉛となり得る総 C 量が多いことに起因していると考えられる。Fig.3 において、鋼中の C 濃度が高いほど $t_{0.5}$ が大きくなる現象もこのことに関連しているといえよう。

γ 化温度を変えて前処理したときの黒鉛化組織の例を Fig.5 に示す。 $t_{0.5}$ が最小値を示す 1083 K の組織を見ると、その上下いずれの温度のもの (Fig.4(c) および Fig.5(a))

Fig.5 Optical microstructures of the steel 6C annealed at 953 K. Pre-treatment: Austenitized at different temperatures, T_A , for 1.8×10^3 s, and slow-cooled to room temperature. (a) $T_A = 1023$ K. (b) $T_A = 1083$ K.

Fig.6 Variation of the number of graphite nodules in unit volume, N , with the austenitizing temperature in pre-treatment, T_A .

より黒鉛粒数が多く、粒径は小さい。Fig.6 は黒鉛粒数を γ 化温度に対してプロットしたものである。黒鉛粒数は、γ 化温度が高くなるにつれて増加し、1080 K 付近で最大値を示すが、さらに高温になると逆に減少する傾向を示す。このような全体的な増減の傾向は、 $t_{0.5}$ と γ 化温度の関係 (Fig.3) に対して丁度逆の形になっている。このことは、 $t_{0.5}$ の変化が主として黒鉛粒数の変化に依存していることを示唆している。

以上述べたように、前処理の γ 化温度によって黒鉛化挙動は異なる。本実験で用いた γ 化温度の範囲でも、黒鉛粒数は最高と最低で約 30 倍の開きがある。また黒鉛化にとって最適な γ 化温度が存在する。γ 化後徐冷する前処理を施す場合、γ 化温度に対して十分注意する必要がある。

2. 黒鉛化挙動におよぼす γ 化時間の影響

γ 化時間を変えて前処理したときの黒鉛化曲線の例を Fig.7 に示す。図に見るように、γ 化時間によって黒鉛化速度は異なる。Fig.8 は、 $t_{0.5}$ を γ 化時間に対してプロットしたものである。なお図中には熱間鍛伸のまま、すなわち前処理を施していない試料の結果も併せて示した。 Ac_1 点よりかなり高い 1103 K で γ 化する場合、この温度に到

達後すぐに冷却(以後 0 s 保持と記す)しても、熱間鍛伸のままに比べてかなり黒鉛化が促進される。また $t_{0.5}$ は 3×10^2 s 保持したとき最小値を示し、その後は保持時間が長くなるにつれて増大する傾向を示す。これに対し Ac_1 点に近い 1043 K では、0 s 保持における $t_{0.5}$ の値は熱間鍛伸

Fig.7 Graphitization curves of the steel 6C at 953 K. Pre-treatment: Austenitized at 1103 K for different times indicated in figure, and slow-cooled to room temperature.

Fig.8 Variation of the annealing time for 50% graphitization, $t_{0.5}$, with the austenitizing time in pre-treatment, t_A .

のままとほとんど変わらない。しかし保持時間が長くなるにつれて $t_{0.5}$ はしだいに減少し、 9×10^2 s で最小値を示し、これを超えると 1103 K の場合と同様、保持時間の増加と共に $t_{0.5}$ は増大する傾向を示す。

1103 K で γ 化したときの黒鉛化組織の例を Fig.9 に示す。熱間鍛伸のままより γ 化後徐冷する前処理を施した方が黒鉛粒数は多く、粒径は小さい。Fig.10 に黒鉛粒数と γ 化時間の関係を示す。1103 K では 3×10^2 s、1043 K では 9×10^2 s 保持したときに最も黒鉛粒数が多い、また黒鉛粒数の全体的な増減の傾向も $t_{0.5}$ と γ 化時間の関係(Fig. 8)に対して丁度逆になっている。このことは、 γ 化温度に対する $t_{0.5}$ の変化と同様、 γ 化時間による $t_{0.5}$ の変化もまた黒鉛粒数の変化に依存していることを示唆している。

以上のように、前処理の γ 化時間によって黒鉛化挙動はかなり異なる。ちなみに 1103 K の場合について見ると、 3×10^2 s 保持したときの黒鉛粒数は熱間鍛伸のままに比べて約 40 倍、 2.7×10^3 s 保持と比較しても約 7 倍多い。すなわち、 γ 化後徐冷する前処理を施す場合、 γ 化温度だけでなく γ 化時間についても十分な配慮が必要である。

Fig.10 Variation of the number of graphite nodules in unit volume, N , with the austenitizing time in pre-treatment, t_A .

Fig.9 Optical microstructures of the steel 6C annealed at 953 K. Pre-treatment: (a) As forged, (b) slow-cooled to room temperature just after reaching 1103 K and (c) slow-cooled to room temperature after austenitizing at 1103 K for 2.7×10^3 s.

3. 前処理組織との関係

種々の γ 化温度から徐冷した場合の前処理組織を走査型電子顕微鏡で観察したときの例を Fig.11 に示す。 γ 化温度が Ac_1 点直上では、(a)に示されるようにセメンタイトは層状というよりむしろ粒状に近く、パーライトノジュールの輪郭もはっきりしない。 Ac_1 点よりかなり高い 1103 K では、(b)のようにパーライトノジュールの輪郭は明瞭になり、層間隔の小さなパーライトが形成される。温度がさらに高くなると、(c)に見られるようにパーライトノジュールおよびパーライト中のセメンタイトは粗大化し、層間隔も広がる。

このような前処理組織の相異は次のように考えられる。大和久および赤須⁽¹³⁾によって亜共析鋼の等温 γ 化曲線 (TTA 曲線) が作成されているが、これによると 1023 K での γ 化終了時間は 1.1×10^3 s 付近と推察される。ただし本実験では等温処理ではなく徐加熱しているため所定の温度まで加熱する間に γ 化が進行すること、Ni は γ 化速度を増大させる⁽¹⁴⁾ ことなどのため、 γ 化終了時間はこれより若干ずれると考えられる。このように 1.8×10^3 s では γ 化が終了していると推測されるにもかかわらず、まだ粒状のセメンタイトが認められた。これは、セメンタイトが溶解してもこの程度の保持時間では拡散によって元素濃度が均一に再分布するまでには至らず、高周波焼入れで見られるパーライトゴーストのようにセメンタイトの痕跡がまだ

残存し、冷却の際の共析変態でこれがセメンタイトの優先的な核生成サイトになり、セメンタイトは層状に発達できず、粒状もしくは短い板状のものが析出しやすくなったものと考えられる。一方、前述の TTA 曲線⁽¹³⁾ によると 1103 K での γ 化終了時間は 30 s 付近となっている。温度が高くなると原子の拡散は活発になり、 1.8×10^3 s ではセメンタイトの痕跡もなくなるので、(b)のように層状でしかも層間隔の小さなパーライトが形成されたものと考えられる。1153 K のように温度が高過ぎるとパーライト変態温度での冷却速度が小さくなるため、(c)のようにパーライトが粗大化したものと考えられる。

前処理組織を Fig.3 および Fig.6 と対照すると、最も黒鉛化しやすいのは (b) のような前処理組織ということになる。組織学的な立場から γ 化温度を評価すれば、冷却する際に微細な層状のセメンタイトを形成するような γ 化温度が黒鉛化にとっては有利といえる。

γ 化時間を変えたときの前処理組織の例を Fig.12 に示す。1043 K の場合、(a)に示されるように 0 s 保持ではパーライトノジュールの輪郭が明瞭でなく、セメンタイトも粒状のものが多く、前述の TTA 曲線⁽¹³⁾ によると 1043 K での γ 化終了時間は 160 s 付近である。0 s 保持ではまだ未溶解のセメンタイトが残っていると共に、Fig.11(a) の場合と同様、セメンタイトの痕跡もまだ残存するため、これらが優先的な核生成サイトになり、結果的に粒状のセメンタイトが多くなったものと考えられる。保持時間が十分

Fig.11 Scanning electron micrographs of the steel 6C austenitized at different temperatures, T_A , for 1.8×10^3 s and slow-cooled to room temperature. (a) $T_A = 1023$ K. (b) $T_A = 1103$ K. (c) $T_A = 1153$ K.

Fig.12 Scanning electron micrographs of the steel 6C pre-treated under the following conditions: (a) Slow-cooled to room temperature just after reaching 1043 K, (b) slow-cooled to room temperature after austenitizing at 1043 K for 2.7×10^3 s and (c) slow-cooled to room temperature just after reaching 1103 K.

長くなるとセメンタイトの痕跡は完全に消滅するので、(b)に示されるようにセメンタイトの層状化が顕著になり、かつパーライトノジュールの輪郭も明瞭になる。なおこのような組織が現れるのは 9×10^2 s 以上であり、さらに長時間保持するとセメンタイトは粗大化する傾向が認められた。

一方、1103 K の場合、(c)に示されるように 0 s 保持ですでにパーライトノジュールの輪郭が明瞭になっている。しかしノジュール中のセメンタイトは層状のものだけでなく、粒状のものも一部混在しており、この粒状粒子の大きさは 1043 K、0 s 保持(a)よりかなり小さい。先に述べたように 1103 K での γ 化終了時間は 30 s 付近であり、0 s 保持では未溶解セメンタイトなどが残存していたものと考えられる。1103 K、 3×10^2 s では粒状のセメンタイトはほとんど見られず、微細な層状セメンタイトからなっていた。またさらに長時間保持すると、層状組織が粗大化する傾向が認められた。このように 1103 K では 1043 K より短時間でパーライトノジュールの輪郭が明瞭になり、かつセメンタイトの層状化も顕著になるが、これは高温になるほどセメンタイトの溶解速度および原子の拡散速度が大きく、 γ 化の段階でセメンタイトおよびその痕跡が消滅しやすいことから理解される。

Fig.8 および Fig.10 によると、最も黒鉛化しやすい γ 化時間は 1043 K では 9×10^2 s、1103 K では 3×10^2 s である。前述のように、このときの前処理組織はいずれも微細な層状セメンタイトからなっている。組織学的観点から γ 化時間を評価すると、 γ 化温度の場合と同様、やはり微細な層状セメンタイトを形成する γ 化時間が黒鉛化にとって是有利といえる。

IV. 考 察

黒鉛化現象は一般の析出現象と同じく核生成と成長からなると考えられる。成長過程については、Higgins および Jemison⁽⁹⁾ によって (1)セメンタイトの分解、(2)フェライト中の C 原子の拡散、(3)黒鉛の結晶化、(4)Fe 原子の拡散という一連の過程が提案されている。しかし問題はどの過程が成長を律速しているかということである。筆者らは、前処理として焼ならしを施したときの黒鉛化挙動を反応速度論的に解析し、黒鉛の成長が Fe の粒界拡散に律速されていることを報告した⁽¹⁰⁾。したがって γ 化温度が異なっても成長の律速過程が大幅に変化するとは考えられず、また同じ律速過程で成長すれば、黒鉛粒数が多いほど $t_{0.5}$ は小さくなるはずである。本研究で得られた $t_{0.5}$ と黒鉛粒数の関係も上記のことから説明できる。このことはまた、 γ 化条件が核生成過程に直接影響をおよぼしていることを示唆している。

黒鉛の核生成過程についてはなお不明な点も多いが、基本的には成長過程の場合と同様、上記の 4 つの過程からなると考えられる。本研究では、微細な層状セメンタイトが

形成される γ 化条件で最も黒鉛粒数が多くなるという結果が得られたが、これは γ 化条件がセメンタイトの分解過程を通じて核生成に影響をおよぼしていることを示唆するものといえる。すなわち、セメンタイトは微細化するほど表面エネルギーが増加して熱力学的にはより不安定になるので、そのようなセメンタイトは分解されやすく、結果的に黒鉛の核生成が容易になるものと推察される。

つぎにどのような γ 化条件のときに微細な層状セメンタイトが析出するのか検討してみる。原子の拡散によってセメンタイトの痕跡がなくなるまでには、セメンタイト溶解後さらに長時間を要することは先に述べた。拡散現象では温度と時間は等価関係にある。等価関係は次式で与えられる⁽¹⁵⁾。

$$D \cdot t_A = K \quad (1)$$

ここで D は拡散係数、 t_A は γ 化時間、 K は等価関係を表す定数である。式(1)は、高温で短時間保持する場合と低温で長時間保持する場合が拡散という観点からは等価であることを意味する。すなわち、たとえ γ 化温度や γ 化時間が異なっても、 K の値が同じであれば拡散状態は同じとみなすことができる。

D は一般に次式で表される。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

ここで D_0 は振動数項、 Q は拡散の活性化エネルギー、 R はガス定数である。一方、 t_A については次のことを考慮する必要がある。本実験では γ 化温度まで急速加熱したわけではないので、温度が Ac_1 点を超えてから所定の γ 化温度に達するまでの間にすでに拡散は進行している。したがって γ 化温度に保持中の拡散だけでなく、昇温中の拡散も考慮に入れなければならない。昇温中における拡散と同等の拡散を γ 化温度で起こさせるのに要する時間を t_0 とすると、その温度における実質的な保持時間は $(t_A + t_0)$ で表される。このように加熱工程を台形から矩形に変換した場合、 t_0 は次式で与えられる⁽¹⁵⁾。

$$t_0 = (T - Ac_1)^2 / (Q/R)v \quad (3)$$

ここで v は加熱速度である。式(2)および(3)を用いて式(1)を整理し直すと次式が得られる。

$$\exp(-Q/RT)[t_A + (T - Ac_1)^2 / (Q/R)v] = K_A \quad (4)$$

ここで D_0 を右辺に移項して定数の中に含め、等価関係を新たに定数 K_A で表した。

γ 中における C 原子の拡散の活性化エネルギーの値としては、157 kJ/mol の値が得られている⁽¹⁶⁾。供試鋼の Ac_1 点は 1017 K、 v は 0.11 K/s であるから、これらの値と γ 化温度および γ 化時間(Fig.8 参照)を式(4)に代入すると、それぞれの γ 化条件における K_A が得られる。 $t_{0.5}$ を K_A に対しプロットして Fig.13 に示す。 $t_{0.5}$ が最小値を示す γ 化時間は γ 化温度によって異なる(Fig.8 参照、1043 K では 9×10^2 s、1103 K では 3×10^2 s)が、Fig.13 に見るように、 $t_{0.5}$ が最小値を示すときの K_A の値は γ 化温度によらずほぼ一致している。したがって、この 2 つの

Fig.13 Relationship between $t_{0.5}$ and the equivalent constant, K_A , expressed by the equation (4).

γ 化条件は C 原子の拡散という観点から見ると等価といえる。組織的には前述のように、いずれも粒状セメンタイトがなくなり微細な層状セメンタイトからなっていた。このことは、 γ 化の過程でセメンタイトの痕跡が完全に消滅するまでの時間が、上記の最速 γ 化時間に相当することを示唆している。この状態から冷却すると微細な層状セメンタイトが形成され、先に述べた理由でセメンタイトは分解されやすくなり、黒鉛の核生成が容易になるものと考えられる。 K_A の値が同じでも γ 化温度によって $t_{0.5}$ が異なるのは、 γ 化処理中における原子の拡散状態は同じであっても、その後の冷却過程で形成されるパーライトの形態が γ 化温度によって異なるためと考えられる。Fig.13 によると、 K_A がさらに大きくなると $t_{0.5}$ も増大する傾向が見られる。これは、セメンタイトの粗大化によって表面エネルギーが減少して、セメンタイトが安定化することによるものと考えられる。

以上の結果を総合すると、 γ 化の段階でセメンタイトの痕跡が消滅するまで保持し、その後の冷却過程で微細な層状セメンタイトが形成されるとき、その後の再加熱での黒鉛化は最も促進されると結論される。

V. 結 論

亜共析合金鋼の黒鉛化挙動に対して γ 化後徐冷の前処理における γ 化条件がどのような影響をおよぼすかについて調べ、次のような結果が得られた。

(1) γ 化条件によって黒鉛粒数および黒鉛化時間は大幅に変化するが、両者の間には、黒鉛粒数が多い場合ほど黒鉛化時間も短くなるという相関関係が認められた。黒鉛の成長の律速過程が γ 化条件によってほとんど変化しないことと併せて考えると、 γ 化条件は主として黒鉛の核生成過程に影響をおよぼすものと考えられる。

(2) 黒鉛化挙動を前処理組織と対照した結果、 γ 化の段階でセメンタイトの痕跡が消滅するまで保持し、その後の冷却過程で微細な層状セメンタイトが析出するような γ 化条件のとき、最も黒鉛化されやすことが明らかになった。セメンタイトは微細化するほど表面エネルギーが増大して不安定になるので、それだけ分解されやすくなり、結果的に黒鉛の核生成が容易になるものと推察される。

終りに本実験に使用した鋼材は、大同特殊鋼株式会社中央研究所の御好意によって特に溶製されたものであり、ここに付記し厚く感謝の意を表します。

文 献

- (1) 末吉秀一, 末永勝郎: 日本金属学会誌, 42(1978), 676.
- (2) 山中直道, 日下邦男: 鉄と鋼, 44(1958), 1180.
- (3) 山中直道, 日下邦男: 鉄と鋼, 45(1959), 45.
- (4) 山中直道, 日下邦男: 鉄と鋼, 48(1962), 946.
- (5) 田中良平, 藤平昭男: 日本金属学会誌, 30(1966), 279.
- (6) 藤平昭男: 日本金属学会誌, 43(1979), 640.
- (7) 藤平昭男: 日本金属学会誌, 44(1980), 6.
- (8) 藤平昭男: 日本金属学会誌, 44(1980), 15.
- (9) G.T.Higgins and G.V.Jemison: J. Iron Steel Inst., 203(1965), 146.
- (10) 末吉秀一, 末永勝郎: 日本金属学会誌, 43(1979), 333.
- (11) 末吉秀一, 森崎秋登, 末永勝郎, 田中良平: 日本金属学会誌, 45(1981), 304.
- (12) 末吉秀一, 末永勝郎, 田中良平: 日本金属学会誌, 49(1985), 20.
- (13) 大和久重雄, 赤須英夫: 日本金属学会誌, 25(1961), 515.
- (14) 赤須英夫: 日本金属学会誌, 27(1963), 266.
- (15) P.Guiraldenq 著, 平野賢一, 岡田 健訳: 技術者の拡散入門, 共立出版, (1984), 115.
- (16) R.P.Smith: Trans. AIME, 230(1964), 476.