X線による不均質金属材料の強度に関する研究*

(鑄鉄の変形挙動とX線の弾性定数について)

平 修 二** 林 紘 三 郎*** 西 野 征 規 男***

X-Ray Investigation on the Strength of Inhomogeneous Metallic Materials (Deformation Behavior and X-Ray Elastic Constants of Cast Iron)

by

Shuji TAIRA, Kozaburo HAYASHI and Yukio NISHINO

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

Cast iron is taken as a typical example of inhomogeneous metallic materials. It has graphite in its structure and its complex structure causes complicated deformation mechanism in microscopic scope during loading. However, the mechanical behavior of cast iron has not been sufficiently interpreted in terms of microscopic mechanism of deformation. Because of lack of usable information, the designing of machine parts made of cast iron is obliged to follow so-called experience, although various sorts of cast iron are widely used in engineering equipments and machines.

In the present paper, it is intended to elucidate the microscopic deformation mechanism of cast iron by observing the relation of macroscopic deformation behavior, which is determined by tension and compression test, to the deformation characteristics of atomic planes of ferritic matrix observed by X-ray diffraction technique.

The deformation behavior of spheroidal graphite cast iron with pearlitic matrix was discussed in the previous paper on the basis of lattice strain measured by Co-K α radiation and the change in half-value breadth. In the previous investigation, the local plastic deformation in the matrix around graphite and the reduction of the effective cross sectional area caused by graphite were observed even under low tensile stress. It was reported, moreover, that the X-ray elastic modulus of cast iron was measured with confidence after 3 to 10 stress cycles for annealed specimens.

This paper is to present the results of the further experiments, and it is a supplement to the previous investigations. The crystal plane dependence of lattice strain or elastic constants of spheroidal graphite cast iron with pearlitic matrix is observed by using Co-K α and Cr-K α radiations. The difference of deformation behaviors between the spheroidal and the flake graphite cast iron has been studied by employing the X-ray method as well as the optical microscope. The X-ray elastic constants for stress measurement on cast iron are also calculated from the obtained results.

The following conclusions have been obtained :

(1) The characteristic deformation behavior of spheroidal graphite cast iron reported in the previous paper is confirmed again by Cr-K α measurements and by the observation with optical microscope.

(2) The crystal plane dependence of lattice strain occurs under stress more than about 15kg/mm² for spheroidal graphite cast iron with larger values of lattice strain on (310) planes than those on (211) planes.

(3) Spheroidal graphite cast iron have almost the same deformation mechanisms as flake graphite cast iron in substance. That is, the formation of cracks is made in the matrix by means of high stress concentration effect.

(4) For the X-ray elastic constants of cast iron, the values should be used as they are obtained by submitting an annealed specimen to 3 to 10 stress cycles.

The elastic constants obtained by the X-ray method is different from those obtained by the mechanical method. And there is great difference in value between cast iron and iron or steel. Therefore, much caution should be taken in estimating the elastic constants in the X-ray stress measurement on cast iron.

(Received Sep. 13, 1967)

* 原稿受理 昭和42年9月13日

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

*** 学生会員 京都大学大学院 京都市左京区吉田本町

1. 緒 論

不均質金属材料の代表例である鑄鉄は、その組織中に黒鉛（グラファイト）を含むために変形挙動は複雑であり、機械的性質の取り扱いも容易ではない。これまで鑄鉄の強度、特に鑄鉄の巨視的変形挙動に及ぼす黒鉛の形状、寸法の効果に関する研究は¹⁻⁷⁾かなり多い。これらの研究では、機械的測定方法によってひずみを検出しているために、鑄鉄の変形に及ぼす多種多様な因子をすべて総合的にとらえざるをえないうえに、事実を間接的にしか判断することができない。したがって、鑄鉄の機械的性質を微視的な変形機構によって解釈するには不充分である。このように、変形、あるいは破壊の機構についての微視的観点に基づく研究がほとんどないために、各種の鑄鉄材料が工業装置や機械部品に広く用いられているにもかかわらず、いわゆる経験に基づいて設計されているのが現状である。

筆者らは、微視的観点から、変形あるいは破壊の機構を解明することによってはじめて、鑄鉄の強度を論ずることができると考え、X線回折法を用いて、鑄鉄の変形挙動を追求してきた。このような鑄鉄に関するX線の研究としては数例みられるにすぎない。前報では、パーライト系球状黒鉛鑄鉄の曲げ試験片を用いて、引張りあるいは圧縮変形過程の格子ひずみの変化をCo-K α 線で測定した結果、ならびに回折線半価幅の¹³⁾¹⁴⁾変化を測定した結果について報告した。その要点は、概略次のようになる。

(1) パーライト系球状黒鉛鑄鉄の変形挙動は非常に複雑であり、黒鉛による応力集中効果、および有効断面積の影響などによって、比較的低い応力下でも、マ

トリックスには局所的な塑性変形を生ずる。

(2) 一方、黒鉛自体の変形、あるいはいったん応力を受けた際に黒鉛中、またはその周囲にできた空隙の変形やクラックの形成などが、マトリックスの弾性、塑性変形に加わって、鑄鉄の引張変形を構成する。

(3) 圧縮変形の場合には、(1)、(2)に示される現象はほとんどみられない。

(4) 鑄鉄のX線の弾性係数は、焼なましを施した処女材について、同一の応力値まで3ないし10回の負荷、除荷を繰り返した後に測定するのが適当である。

本報では、前報を補足する意味で、引き続いて行なった実験結果を述べ、今後さらにすすめていく予定である鑄鉄の変形と破壊の機構に関する微視的研究への基礎的知識を得ようとするものである。

そこで、今回は特性X線として新たにCr-K α 線を用い、前報のCo-K α 線を用いて得た結果とあわせて、パーライト系球状黒鉛鑄鉄の場合に、格子ひずみ、あるいは弾性定数の格子面依存性がどのように現われるかを観察する。また、球状黒鉛鑄鉄と片状黒鉛鑄鉄の変形挙動の相違を、X線回折法および光学顕微鏡によって観察する。さらに、これらの結果をもとにして、鑄鉄のX線応力測定法のうえで重要な問題とされている弾性定数を求め、検討を加える。

2 実験材料と実験方法

本研究に使用した材料は、Table I に示すような化学成分をもつ球状黒鉛鑄鉄と片状黒鉛鑄鉄の2種類である。試験片は、機械仕上後550℃で2時間真空中にて焼なましを施した。両材料の組織はFig. 1に示されるように、マトリックスはパーライトで占められてい

Table I. Chemical composition of test materials.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Mg
Spheroidal graphite cast iron	3.74	2.53	0.02	0.062	0.114	0.75	0.02	0.01	0.05	0.052
Flake graphite cast iron (FC25)	3.29	2.40	0.66	0.068	0.010	0.01	0.17	0.02	0.20	—

Fig. 1. Microstructures of test materials ($\times 50$).

るが、球状黒鉛鑄鉄の場合には、黒鉛の周囲がいくぶんフェライト化している。焼なまし材の単純引張試験結果をFig. 2に示す。

X線による格子ひずみの測定は、板状曲げ試験片に均一曲げモーメントを与えてこれを変形させ、その引張側表面について行なった。負荷されている応力値は、試験片表面に貼付されたひずみゲージで検出したひずみを、あらかじめ引張試験によって求めた応力とひず

Fig. 2. Stress-strain relations of test materials.

みの関係に対応させて求めた。曲げ試験装置などについての詳細、および格子ひずみの計算方法は前報の場合とまったく同様である。X線測定装置は平行ビーム型自動記録式X線応力測定装置で、特性X線としてCo-K α 線とCr-K α 線を用いた。採用したX線実験条件をまとめてTable IIに示す。

3 実験結果と考察

3・1 格子ひずみの格子面依存性について

前報では、パーライト系球状黒鉛鋳鉄について、その変形過程における格子ひずみの変化を、Co-K α 線によってフェライト相の(310)面について測定した結果

Table II. Measuring apparatus and condition of X-ray diffraction technique.

Measuring apparatus	Parallel beam type X-ray stress analyzer with GM counter tube
Characteristic X-ray	Co-K α , Cr-K α
Filter	Fe, V
Slit	2 $\times$ 10mm ²
Tube voltage	30kV
Tube current	4-10mA
Measuring method	1/8 height method

を報告した。そこで今回は、前回と同じ材料を用いて、Cr-K α 線で(211)面について格子ひずみの変化をとらえ、前報の結果とあわせて、鋳鉄における格子ひずみの格子面依存性を観察した。

Fig. 3は、板状曲げ試験片の引張変形側表面の応力

Fig. 3. Change in lattice strain by Cr-K α during stress cycling (Spheroidal graphite cast iron).

を抗張力の約1/2である22.4kg/mm²まで繰り返して加え、その1回めから4回めまでの引張変形中の機械的負荷応力と、Cr-K α 線で測定した格子ひずみの関係を示したものである。応力の負荷、除荷の過程で開いたループを描き、かつこれが変形の繰返しとともにしだいに閉じていく。また、このループの傾きがしだいに減少し、3回ないし4回の繰返し後ではほぼ一定値になる。さらに、負荷応力が抗張力の約1/2という低さにもかかわらず、かなりの圧縮残留格子ひずみが得られ、この残留格子ひずみの絶対値も繰返し数とともに増加するが、やはり、3回から4回の繰返し後で一定値に落ち着くようである。このように、ループの形状の変化は、Co-K α 線を用いて測定した前報の結果とほぼ同様な傾向を示している。しかしながら、(211)面について測定した場合のほうが、各回のループの傾きがかなり大きく、かつ残留格子ひずみの絶対値が小さいことがわかる。すなわち、Cr-K α 線によって(211)面について測定した格子ひずみの値は、Co-K α 線を用いて(310)面について測定した値より小さいことが観察される。

格子ひずみの格子面依存性をより明確に調べるために、約 35kg/mm^2 までの応力負荷過程の格子ひずみを、同一試験片について、Co-K α 線と Cr-K α 線を用いて測定した。得られた結果を Fig. 4 に示す。約

Fig. 4. Crystal plane dependence of lattice strain (Spheroidal graphite cast iron).

15kg/mm^2 までは、両曲線の差はほとんど観察されないが、その後は急速に分離する。すなわち、巨視的にみてもほぼ弾性限内であっても、負荷される応力の大きさによって格子ひずみの格子面依存性の程度が大きく異なることを示している。さらに、この図においても、Cr-K α 線によって (211) 面について測定した格子ひずみは、Co-K α 線によって (310) 面について測定した値より小さいことが観察される。

3・2 球状黒鉛鉄と片状黒鉛鉄の変形挙動について

用いた球状黒鉛鉄と片状黒鉛鉄は、Table I に示されるように、球状化処理のためのマグネシウムを除いてそれらの組成（特に炭素およびケイ素含有量）はほとんど変わらず、また、Fig. 1 に見られるようにパーライトから成るマトリックスの組織も、球状黒鉛鉄の場合に見られる球状黒鉛周囲のフェライト部分を除くとまったく同様である。しかしながら両者の機械的性質は著しく異なっている。たとえば、Fig. 2 に示されるように、抗張力や伸びなどにおいて大きな差が認められる。両材料の組成や組織などを比較してみても、このような機械的性質の顕著な相違は、含有される黒鉛形状の違いに基づく応力集中効果の相違に起因するものと考えられている。しかし、この点に関して、詳細な研究はほとんどなされていないので明解な結論を与えてはと言えない。そこでこの節では、まず球状黒鉛鉄の、続いて片状黒鉛鉄の変形挙動をX線回折技術と光学顕微鏡によって詳しく観察した結果について述べ、両者の相違が何によるのかについて検討を加える。

前報では、Co-K α 線を用いて測定した格子ひずみ

の変化などから、球状黒鉛鉄は、比較的低い引張応力下でもマトリックスには局所的な塑性変形を生ずることを見いだしたが、今回の Cr-K α 線による実験結果 (Fig. 3) によってもこの点を確認することができた。一般に、鉄や鋼では、弾性変形領域におけるよりも、塑性変形領域におけるほうが、格子ひずみの格子面依存性ははるかに顕著に現われることが確かめられている¹⁵⁾。したがって、Fig. 4 において、Co-K α 線と Cr-K α 線の各特性X線で測定した格子ひずみの変化を示す2曲線が、急速に分離する約 15kg/mm^2 で塑性変形が進展しはじめることがわかる。

ところで、球状黒鉛鉄に関する前報で述べた結果およびFig. 3より、すでに述べたように応力の負荷、除荷を繰り返すとともにループの傾きがしだいに減少し、3回以上の繰り返しではほぼ一定値に落ち着くことがわかる。このようにループの傾きが減少していくのは、前報において考察したように、いったん応力を受けることによって、黒鉛の周囲に空孔ができたり、クラックが形成されたりするためであると考えられる。そこで、球状黒鉛鉄が変形を受けると、その組織がどのように変化するかを光学顕微鏡によって観察した。Fig. 5 (a) から (d) に球状黒鉛鉄の場合の組織写真を示す。ここで応力負荷方向は紙面縦方向である。(a)と(b)はそれぞれ同一個所の応力負荷前と、 22.4kg/mm^2 負荷後の組織を示しており、(b)の黒矢印が示す位置に明りょうなクラックの形成が観察される。このクラックは、(a)の白矢印が示すような球状黒鉛からの黒鉛突起に源を発していることが認められる。一般に、球状黒鉛鉄であっても、詳細に観察すると、含まれる黒鉛は完全な球ではなく、(a)に見られるように多数の黒鉛突起をもっている。この黒鉛突起が負荷応力方向に対して垂直に近い方向にある場合には、片状黒鉛とまったく同様に非常に高い応力集中効果を生ずることになる。この応力集中効果によって生ずる局所的に非常に高い応力によって、マトリックスにはクラックが形成される。このクラックは応力の繰返しとともに、黒鉛周囲のフェライト中をしだいに伝ばしていくか、クラック先端付近での加工硬化、あるいは先端付近の微細なクラックにより応力状態が緩和されるために、このクラックの伝ばはしだいに衰える。なお、(c)や(d)においても、黒鉛周囲のフェライト中にクラックが形成されていることが観察されるが、いずれの場合も負荷応力方向に垂直に近い黒鉛突起部から発生していることがわかる。なおこのようなクラックはごくまれにしか観察されなかった。

一方、片状黒鉛鉄の場合には、Fig. 6 に示すように球状黒鉛鉄の場合に比べてループが閉じたり、傾きが一定になるのが非常に早い繰返し数、すなわち2

Fig. 5. Change in microstructure ($\times 400$). Fig. 6. Change in lattice strain measured by Co-K α during stress cycling (Flake graphite cast iron).

回めからである。この場合、含まれる片状黒鉛は、その形状が非常に鋭いために著しい応力集中効果を生ずる。したがって、上述の議論と同様に、黒鉛先端付近のマトリックス中にクラックが生ずることが考えられる。ところが、球状黒鉛鑄鉄の場合のようにクラックが黒鉛周囲のフェライト中を、応力の繰返しとともにしだいに伝ばしていく様子とは異なり、クラックは生ずるとただちにパーライト中の層状セメンタイトによってその後の伝ばが阻止される。Fig. 5 (e)と(f)に示されるように、黒鉛周囲のマトリックスはすべてパーライトで占められ、かつパーライト中の層状セメンタイトは複雑に入り組んでおり、このセメンタイトによってクラックの伝ばが停止される。したがってループの傾きが、ただ1回の応力負荷を受けるだけで一定値に

飽和してしまうものと考えられる。なお、これらの組織写真はいずれも、応力負荷後の組織を示しているが、層状セメンタイトの存在のためにクラックの観察は不可能であった。

以上の実験結果および組織観察から、球状黒鉛鑄鉄と片状黒鉛鑄鉄は、その変形機構において、本質的にはほとんど変わらないものと言える。すなわち、球状黒鉛鑄鉄の場合には、球状黒鉛からの突起、また片状黒鉛鑄鉄の場合には黒鉛先端による非常に高い応力集中効果によって、いずれの場合も、マトリックス中にクラックを生ずる。しかし、球状黒鉛鑄鉄の場合には、このような黒鉛突起の存在が、片状黒鉛鑄鉄の場合の片状黒鉛に比べてはるかに少ないために、強度的に大きな差がでてくるものと考えられる。なお、球状黒鉛鑄鉄の場合に、マトリックスには塑性変形が生ずることがX線の的に認められたが、この塑性変形が上述のクラックの形成とどのような関係にあるのかは、現時点では不明であるので、今後さらにいっそう詳細な研究を進めていかなければならない。また、上述のように、鑄鉄の強度はマトリックスの状態によっても大きく影響されることから、種々のマトリックスを持つ場合についても研究を進めていく予定である。

3・3 鑄鉄のX線の弾性定数について

次に、以上得られた結果をもとにして、鑄鉄のX線の弾性定数について検討を加える。球状黒鉛鑄鉄および片状黒鉛鑄鉄のいずれの場合でも、また、Co-K α 線あるいはCr-K α 線のいずれの特性X線を用いても、応力を繰り返すにつれてループの傾きが減少して、ある一定値に落ち着くという結果が得られた。これは、鑄鉄のX線の弾性定数 E が初期の応力の繰返しで減少し、数回の繰返しの後にある一定値に飽和することを表わしている。

このようにX線の弾性係数 E が減少するのは、これまで論じてきたように、応力を受けることによって、黒鉛周囲のマトリックス中にクラックなどが生じ、実際に荷重に対する有効断面積が減少することに原因があるものと考えてきた。このような観点から考えると、この場合のX線の弾性係数は繰返し応力の大きさに関係してくることが予想される。そこで、3本の異なる試験片について、それぞれ11.2、22.4および28.0 kg/mm²の応力値を選び、これらの値まで応力の繰返しを加えることによって、X線の弾性係数がどのように変わるかを調べた。Fig. 7 はこのような方法で Co-K α 線を用いて得られた結果と、Cr-K α 線を用いて

Fig. 7. Change in X-ray elastic modulus E during stress cycling (Spheroidal graphite cast iron).

22.4 kg/mm² まで繰返しした場合の結果とをあわせて示している。これより、いずれの応力値を繰返しても、弾性係数には大きな影響を及ぼさず、Co-K α 線で測定した場合にはほぼ 15 500 kg/mm² に飽和している。一方、Cr-K α 線による場合には約 21 000 kg/mm² なる値に飽和している。

次に、片状黒鉛鋳鉄について 10.5 kg/mm² の応力値を繰返したときの結果を Fig. 8 に示す。Co-K α 線で測定した場合は約 17 000 kg/mm² に、また Cr-K α 線では約 19 000 kg/mm² に飽和し、やはり格子面依存性が現われている。

なお、X線によって測定したポアソン比はいずれの場合も、Co-K α 線では約0.4を、Cr-K α 線では約0.25を得た。

実際に、X線の直接求められるのはX線の弾性定数 $(1+\nu)/E$ である。そこで、上述のように応力繰返しによって飽和したときの弾性定数を表にしてまとめると Table III が得られた。また、R. Prümmer

Fig. 8. Change in X-ray elastic modulus E during stress cycling (Flake graphite cast iron).

Table III. X-ray elastic constant $((1+\nu)/E)$.

	X-ray method		Mechanical method
	Co-K α	Cr-K α	
Spheroidal graphite cast iron (Pearlitic Matrix)	9.03	5.95	7.88
Flake graphite cast iron (Pearlitic matrix)	8.24	7.47	15.76
0.86% C steel (After E. Macherauch, <i>et al.</i>)	6.67	6.10	—
Armco iron (After J.T. Norton, <i>et al.</i>)	6.83	5.14	6.10

($\times 10^{-6} \cdot \text{mm}^2/\text{kg}$)

と E. Macherauch の結果¹⁶⁾、ならびに M.J. Donachie と J.T. Norton が純鉄について求めた値¹⁷⁾をあわせて示している。この表からわかるように、鋳鉄のX線の弾性定数は機械的に測定した値とは大きく異なっている。また、鋳鉄のマトリックスに、より近いと考えられる0.86% C炭素鋼についての値、あるいはX線回折を直接得ているフェライト相に近いと考えられる純鉄についての値からも非常に離れている。以上の結果から、鋳鉄のX線応力測定法に用いる弾性定数の選択には注意しなければならないことがわかる。実用的見地からも、最も適当な値を得るために、さらに研究を進めていく必要がある。

Fig. 7 および 8 (あるいは Table III) で示されるように、鋳鉄の場合には弾性定数の格子面依存性が非常に明確に現われることがわかる。最近、青山と並川¹⁰⁾も、やはり鋳鉄について、格子面依存性を確認している。このようなX線の弾性定数の格子面依存性は、Table III にも見られるように、鉄や鋼などの一般の均質金属材料でも観察されており、大きな問題となっている。鋳鉄の場合には黒鉛の存在から生ずる種々の

要因のために、問題がいろいろ複雑となる。したがって、この問題は、まず上述のような均質金属材料について研究を進めていく必要がある。

4 結 論

以上の実験結果、および考察をもとにして本報告の要点を述べると次のとおりである。

(1) 前報で述べた球状黒鉛鑄鉄の変形挙動を、Cr-K α 線による実験結果、および光学顕微鏡による組織観察からさらに詳しく確認することができた。

(2) 用いたパーライト系球状黒鉛鑄鉄の格子ひずみの格子面依存性は、約 15kg/mm² から顕著に現われ、Co-K α 線 (310) 面について測定した値のほうが、Cr-K α 線 (211) 面についての値よりも大きい。

(3) 球状黒鉛鑄鉄と片状黒鉛鑄鉄は、その変形機構において、本質的にはほとんど変わらない。すなわち、球状黒鉛鑄鉄の場合には球状黒鉛からの黒鉛突起によって、また片状黒鉛鑄鉄の場合には黒鉛先端によって非常に高い応力集中が生じ、このために、いずれの場合でも、マトリックス中にクラックを生ずる。しかし、球状黒鉛鑄鉄の場合には、このような黒鉛突起が、片状黒鉛鑄鉄の場合の片状黒鉛に比べてその存在がはるかに少ないために、強度的に大きな差が出てくるものと考えられる。

(4) 鑄鉄のX線の弾性定数は、焼なましを施した処女材について、任意の応力値まで3回ないし10回の負荷、除荷を繰り返した後に測定することができる。このようにして求めた値は、機械的に測定した値とは大きく異なっている。また鑄鉄のマトリックスにかなり近いと考えられる0.86% C炭素鋼についての値、あるいはX線回折を得ているフェライト相に最も近いと考えられる純鉄について得られた値からも非常に離れている。したがって、鑄鉄のX線応力測定に用いる弾性定数の選択には注意しなければならない。

(5) 鑄鉄の場合には、X線の弾性定数の格子面依存性が顕著に観察される。この格子面依存性の問題は、まず鉄や鋼などの均質金属材料について研究を進めて

いく必要がある。

終わりに、本研究実施にあたり、親切なご指導をいただいた V. Hauk 教授に深く謝意を表する。また、多量の鑄鉄材料をご提供いただいた三菱重工(株)京都製作所の曾我美豊氏、ならびに服部満雄氏に感謝する。

(昭和42年5月22日 日本材料学会第16期総会講演会、42年9月9日 第11回材料研究連合講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 石橋 正, “金属の強さ”, p-151 (1965) 養賢堂
- 2) Piwowarsky, E., Giesserei, **30**, 141 (1943).
- 3) Thum, A., and H. Ude, Zeits. VDI, **74**, 257 (1930).
- 4) Wilson, J.S., and B.P. Haigh, British Ass. Adv. Sci. Repr., No. 17, 368 (1923).
- 5) Gilbert, G.N.J., BCIRA J., **7-2**, 745 (1958-9); **9**, 347 (1961); **11**, 512 (1963); **12**, 31(1964); **12**, 170 (1964).
- 6) Coffin, L.F., J. Appl. Mech., **17**, 233 (1950).
- 7) Clough, W.R., and M.E. Shank, Trans. AIME, **79**, 1911 (1957).
- 8) 草川隆次, 中田栄一, 鑄物, **36**, 128 (1964).
- 9) 西原利夫, 小島公平, 日本機械学会論文集, **4**, 110 (1938).
- 10) 青山威恒, 並川宏彦, 材料, **15**, 858 (1966).
- 11) Hauk, V., Arch. Eisenhüttenwes., **23**, 353(1952).
- 12) Hauk, V., Arch. Eisenhüttenwes., **26**, 449(1955).
- 13) 平 修二, 林 紘三郎, 材料, **15**, 851 (1966).
- 14) Taira, S., and K. Hayashi, Proc. 10th Jap. Cong. Test. Mat., p. 6 (1967).
- 15) Vasil'ev, D.M., and B.I. Smirnov, Sov. Phys. Usp., **4**, 226 (1961).
- 16) Prümmer, R., und E. Macherauch, Z. Naturforsch., **20-a**, 1369 (1965).
- 17) Donachie, M.J., and J.T. Norton, Trans. ASM, **55**, 51 (1962).