

JAERI-M

9 7 5 8

原子炉用黒鉛材料の圧縮変形挙動

1981年10月

依田 真一

この報告書は、日本原子力研究所が JAERI-M レポートとして、不定期に刊行している研究報告書です。入手、複製などのお問い合わせは、日本原子力研究所技術情報部（茨城県那珂郡東海村）あて、お申しこしてください。

JAERI-M reports, issued irregularly, describe the results of research works carried out in JAERI. Inquiries about the availability of reports and their reproduction should be addressed to Division of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, Japan.

原子炉用黒鉛材料の圧縮変形挙動

日本原子力研究所東海研究所高温工学部

依 田 真 一

(1 9 8 1 年 9 月 2 6 日 受 理)

4 種類 の 製 造 法 に よ る 9 銘 柄 の 原 子 炉 用 黒 鉛 材 料 に つ い て ， 常 温 で の 圧 縮 破 壊 に いた る ま で の 応 力 - ひ ず み 関 係 ， お よ び 繰 返 し 荷 重 付 加 の 影 響 に つ い て 詳 細 な 測 定 を 行 な っ た 。 こ の 結 果 を 基 に し て ， 各 種 黒 鉛 材 料 の 破 壊 に いた る ま で の 全 ひ ず み 範 囲 に お け る 応 力 - ひ ず み 関 係 の 近 似 式 を 求 め た 。 さ ら に 黒 鉛 製 造 法 に 基 づ く 結 晶 配 列 に 起 因 し た 応 力 - ひ ず み 曲 線 の 相 違 ， お よ び 付 加 応 力 と 残 留 ひ ず み の 関 係 に つ い て 検 討 し た 。 こ の 結 果 ， 黒 鉛 内 部 の 結 晶 配 列 に よ り 応 力 - ひ ず み 曲 線 は 差 異 を 生 じ ， ま た 塑 性 ひ ず み 量 も 付 加 応 力 の 増 加 に 伴 っ て 増 大 し た 。 ま た 圧 縮 応 力 付 加 状 態 下 で の 音 速 測 定 を 行 な っ て ， 黒 鉛 材 料 の 内 部 組 織 変 化 と 音 速 変 化 よ り 求 め た ヤ ン グ 率 と の 関 係 を 調 べ た 。 こ の 結 果 ， す べ て の 黒 鉛 材 料 の ヤ ン グ 率 は ， 圧 縮 応 力 の 増 加 に 伴 っ て 減 少 し た 。 さ ら に こ の 現 象 を 理 解 す る た め に は ， 黒 鉛 材 料 内 部 の 圧 縮 応 力 に よ る pore 形 状 変 化 を 考 慮 し な け れ ば な ら ぬ こ と を 示 し た 。

Compressive Stress-Strain Relationships for Nuclear
Graphites

Shinichi YODA

Division of High Temperature Engineering, Tokai Research
Establishment, JAERI

(Received September 26, 1981)

Compressive stress-strain relationships for nine commercial graphite materials produced by four various methods, extrusion, molding, vibration molding, and isostatic press, were systematically studied. Polynomial expressions for stress-strain curves of the graphites were proposed all over strains to the fractures. The effects of anisotropy induced by alignment of grains on stress-strain curves and the effects of applied stress on plastic strains were also examined. The flow stress of the with-grain specimen were larger than that of across-grain specimen at small strain (<1%). The effects of compressive stress on Young's modulus were examined using ultrasonic wave velocity. The Young's modulus of the graphites decreased successively with increasing applied stress. The origin of the phenomenon was attributable to the change in pore configuration under compressive stress.

Keywords; Graphite, Compressive Stress-strain Curve,
Extrusion, Molding, Vibration Molding, Isostatic
press, Young's Modulus, Polynomial Expression,
Anisotropy, Ultrasonic Wave Velocity

目 次

1. 緒 言	1
2. 実験方法	2
2.1 供試材および圧縮試験片	2
2.2 圧縮試験	2
2.3 圧縮荷重付加下での音速測定	3
3. 実験結果	3
3.1 公称応力-ひずみ曲線	3
3.2 圧縮荷重付加に伴う高速の変化	3
4. 考 察	4
4.1 圧縮応力-ひずみ曲線	4
4.2 圧縮荷重付加状態下におけるヤング率	6
5. 結 論	8
謝 辞	9
参考文献	9

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental Procedure	2
2. 1 Starting Materials and Specimens	2
2. 2 Compressive Tests	2
2. 3 Measurement of Ultrasonic Velocity under Compressive Loading	3
3. Results	3
3. 1 Nominal Stress-Strain curve	3
3. 2 Changes in Ultrasonic Velocity under Compressive Loading	3
4. Discussion	4
4. 1 Compressive Stress-Strain Curve	4
4. 2 Young's Modulus under Compressive Loading	6
5. Conclusions	8
Acknowledgements	9
References	9

1. 緒 言

原子炉用黒鉛材料の機械的性質については、多くの研究報告がある。Arragon¹⁾らは繰返し荷重付加—除荷を伴った数種類の圧縮試験を多結晶黒鉛材料について行ない、いくつかの特徴ある黒鉛材料の圧縮変形挙動を明らかにした。Greenstreet²⁾は、押し出し法により製造された原子炉用黒鉛材料を用いて圧縮および引張試験を行ない、引張強さおよび応力—ひずみ曲線における最初の傾き（弾性率： E ）は押し出し方向に平行なものの方がこれに垂直なものよりも大きいこと、および破断ひずみが引張と圧縮試験において各々0.1～0.2%と1.0～2.0%程度であることを最初に見出した。Seldin³⁾は、超音波測定法におけるヤング率と引張および圧縮試験による応力—ひずみ曲線より得られたヤング率が比較的良く対応する事を示した。さらに彼は、引張と圧縮におけるヤング率が同一である事、また荷重軸に垂直方向のひずみ測定を行ないこれに関しての特徴ある挙動を明らかにしている。またGreenstreet⁴⁾は繰返し荷重付加の効果を示している。応力—ひずみ曲線の現象論的解釈としては、Jenkins⁵⁾がバネと摩擦要素から成り立つ弾性体のレオロジカルモデルを導入して解析し、一応の成功をおさめている。

この他黒鉛の変形挙動に関して興味ある現象がいくつかある。まず予荷重の効果として荷重付加後のヤング率の減少、また照射の効果として照射後のヤング率および強度の増加、等がある。

以上黒鉛材料の圧縮変形挙動に関してその一般的特徴を要約すると、

- (i) 微小な変形においてもフックの法則が成立せず、
- (ii) 比較的大きなバウシinger効果を示し、
- (iii) 非常に小さな応力がかけられた後でも永久ひずみが残る。

さて、人造多結晶黒鉛材料は製造法によりその機械的性質が異なる。これはひとえに製造法の相違によりフィラーの配列が異なることに起因し、このため引張、圧縮、および曲げ強さ、破断ひずみ、ヤング率ひいては熱膨張係数、電気抵抗、熱伝導率物理的性質にまで著しい影響をおよぼす。さらに原料コークスの相違もまた上記事項に大きな影響をおよぼす。したがって黒鉛材料の機械的性質を理解するためには、原料コークスの相違とともにその製造法の相違に基づき機械的性質の正しい把握が必要となる。本報告は4種類の製造法による9種銘柄の原子炉用黒鉛材料について、常温における圧縮破壊にいたるまでの応力—ひずみの関係、および圧縮による繰返し荷重を加えた場合の応力—ひずみの関係について詳細な測定を試みその解析を系統的に行なったものである。そしてこれらの結果から設計データとして有用な、黒鉛材料の破壊にいたるまでの全ひずみ範囲における各銘柄の圧縮応力—ひずみ関係の近似式を求めた。さらに荷重付加状態下での超音波法による音速測定を行ない、荷重付加による黒鉛内部組織変化と超音波法により測定したヤング率変化との対応と、この原因の究明を試みた。

2. 実験方法

2.1 供試材および圧縮試験片

供試材は、4種類の異なった製造法による9銘柄の黒鉛材料を用いた。この製造法とは、押し出し法、型込め法、振動加圧法および静水圧プレス法である。これら製造法の相違によって黒鉛材料の内部組織は次の様な特徴を有する。黒鉛材料内の結晶はその基底面が、加圧軸に垂直な方向へ配列する傾向がある。これはフィルター製造時の粉碎過程において、強度的に極めて弱い基底面で破壊が生じ、フィルターが平板状の形態を呈する幾何学的因子に起因する。したがって押し出し法では、押し出し方向に平行に基底面の配列が生じる。また型込め法および振動加圧法では加圧軸に垂直方向へ基底面の配列が生じることになる。このため上記製造法では、優先方位を有する異方性黒鉛材料が得られる。一方静水圧プレス法では等方的な3軸加圧が行なわれるため、黒鉛材料は優先方向をもたず機械的、物理的性質の等方的なものが得られると考えられる。Table 1に今回の圧縮試験に用いた9銘柄の黒鉛材料をその製法ごとに示す。圧縮試験片は、上記製造法に基づき異方性を考慮して結晶の基底面が荷重と平行となるもの（with-grain）、および垂直なもの（Across-grain）の2種類を作製した。なお静水圧プレス材には、このような結晶の優先配列は存在しないものと考えられる。しかしながら成形時の黒鉛材料の形状が直方体または円柱状であるために、静水圧プレスの等方的加圧でも材料内部に圧力の不均一性が生じる可能性がある。このことを考慮して静水圧プレス法により製造された黒鉛材料では、成形材の長軸方向とこれに垂直方向の2種類を試験片とした。なお圧縮試験片の寸法はすべて $12 \times 12 \times 2.5 \text{ mm}^3$ である。

2.2 圧縮試験

圧縮試験は、インストロン型万能引張圧縮試験機により行なった。この詳細を以下に記す。一般に圧縮試験におけるひずみを精度良く検出することはむずかしい。これは、圧縮台盤に密着した試験片が台盤との摩擦により密着部近傍では単軸応力状態になりえないために、端面で複雑なひずみ勾配を生ずることが原因となる。したがって本実験ではひずみゲージを用いてひずみ測定を行なった。試験片中央部の両側面に荷重軸に対して平行にゲージ長さ5mmの箔ひずみゲージ（共和電業製：KFE-5-C1）を貼付した。これは圧縮試験の際に生ずる可能性のある曲げひずみをキャンセルするためである。荷重測定は、すでに較正された5tのロードセルの出力を用いた。今回の圧縮試験に用いたひずみ速度は $3.3 \times 10^{-4} \text{ S}^{-1}$ である。ストレインゲージ出力とロードセルからの出力は、X-Yレコーダーに入力され荷重-ひずみ曲線として記録された。なお用いた圧縮試験片の個数は、1銘柄当り約10個である。

2.3 圧縮荷重付加下での音速測定

圧縮荷重付加状態下における音速を超音波法により測定した。この方法を以下に記す。Fig. 1はこの方法を示した概略図である。2 MHzの超音波発振子を図のように厚さ15 mmのステンレス製台盤を介して取り付けた。圧縮荷重はこの台盤によって黒鉛試験片に負荷されるため、この発振子は荷重の負荷を受けない。ステンレス台盤中を伝播する音速の圧縮応力依存性を調べるため、圧縮試験に先だち試験片を付けない状態で上下の台盤を接触し最大2 tまでの荷重付加を行なった。この結果ステンレスの弾性変形範囲内では、これを伝播する音速は一定となる事を確認した。試験片中を伝播する超音波の時間を測定し、X-Yレコーダー上に圧縮荷重-ひずみ曲線とともに記録した。

3. 実験結果

3.1 公称応力-ひずみ曲線

Fig. 2に押し出し法、Fig. 3、Fig. 4に各々型込め法、振動加圧法により製造された黒鉛材料の破断までの圧縮応力-ひずみ曲線を示す。またFig. 5に静水圧プレス法により作製されたものの結果を示す。まず前者3つの製造法による黒鉛材料の応力-ひずみ曲線の比較を試みる。次の3点に注目しよう。(i)どの応力-ひずみ曲線も荷重付加初期段階ではすべてwith-grain試料が高いflow stressレベルを呈している。しかしながら破壊ひずみは(ii)with-grain試料がAcross-grain試料に比べて小さい傾向にある。したがって圧縮強度に関しては、(iii)with-grainとAcross-grain試料の両方で一方が優るという統一的傾向は認められない。一方静水圧プレス法により製造された黒鉛材料(Fig. 5)には、応力-ひずみ曲線上に切り出し方向による顕著な相違は認められない。

さらに繰返し荷重負荷-除荷の場合の各種黒鉛材料の圧縮変形挙動を見ることとしよう。Fig. 6(a)に押し出し法、Fig. 6(b)に型込め法、Fig. 6(c)に振動加圧法により製造された黒鉛材料の結果を示す。なお応力-ひずみ曲線における荷重負荷-除荷過程の一例をFig. 6(a)に示す。さらに静水圧プレス法による黒鉛材料の荷重付加-除荷曲線をFig. 6(d)に示す。これらを比較して以下の事が判る。すべての黒鉛材料は、荷重付加-除荷に伴い大きなヒステリシスループを描く。さらに荷重除荷時の最大応力-ひずみに対応する点が除荷後の再荷重付加時にひずみの大きい方へずれる現象すなわち加工軟化が認められる。また除荷前の最大応力に対応して残留ひずみ量も増大し、異方性材料においてはwith-grain試料の塑性ひずみがAcross-grain試料のそれに比して小さい傾向にある。

2.3 圧縮荷重付加下での音速測定

圧縮荷重付加状態下における音速を超音波法により測定した。この方法を以下に記す。Fig. 1はこの方法を示した概略図である。2 MHzの超音波発振子を図のように厚さ15 mmのステンレス製台盤を介して取り付けた。圧縮荷重はこの台盤によって黒鉛試験片に負荷されるため、この発振子は荷重の負荷を受けない。ステンレス台盤中を伝播する音速の圧縮応力依存性を調べるため、圧縮試験に先だち試験片を付けない状態で上下の台盤を接触し最大2 tまでの荷重付加を行なった。この結果ステンレスの弾性変形範囲内では、これを伝播する音速は一定となる事を確認した。試験片中を伝播する超音波の時間を測定し、X-Yレコーダー上に圧縮荷重—ひずみ曲線とともに記録した。

3. 実験結果

3.1 公称応力—ひずみ曲線

Fig. 2に押し出し法、Fig. 3、Fig. 4に各々型込め法、振動加圧法により製造された黒鉛材料の破断までの圧縮応力—ひずみ曲線を示す。またFig. 5に静水圧プレス法により作製されたものの結果を示す。まず前者3つの製造法による黒鉛材料の応力—ひずみ曲線の比較を試みる。次の3点に注目しよう。(i)どの応力—ひずみ曲線も荷重付加初期段階ではすべてwith-grain試料が高いflow stressレベルを呈している。しかしながら破壊ひずみは(ii)with-grain試料がAcross-grain試料に比べて小さい傾向にある。したがって圧縮強度に関しては、(iii)with-grainとAcross-grain試料の両方で一方が優るという統一的傾向は認められない。一方静水圧プレス法により製造された黒鉛材料(Fig. 5)には、応力—ひずみ曲線上に切り出し方向による顕著な相違は認められない。

さらに繰返し荷重負荷—除荷の場合の各種黒鉛材料の圧縮変形挙動を見ることとしよう。Fig. 6(a)に押し出し法、Fig. 6(b)に型込め法、Fig. 6(c)に振動加圧法により製造された黒鉛材料の結果を示す。なお応力—ひずみ曲線における荷重負荷—除荷過程の一例をFig. 6(a)に示す。さらに静水圧プレス法による黒鉛材料の荷重付加—除荷曲線をFig. 6(d)に示す。これらを比較して以下の事が判る。すべての黒鉛材料は、荷重付加—除荷に伴い大きなヒステリシスループを描く。さらに荷重除荷時の最大応力—ひずみに対応する点が除荷後の再荷重付加時にひずみの大きい方へずれる現象すなわち加工軟化が認められる。また除荷前の最大応力に対応して残留ひずみ量も増大し、異方性材料においてはwith-grain試料の塑性ひずみがAcross-grain試料のそれに比して小さい傾向にある。

3.2 圧縮荷重付加に伴う音速の変化

Figs. 7, 8, 9に、圧縮応力下で黒鉛試験片中を伝播する音速の変化について測定した結果を示す。図には、音速より計算したヤング率を荷重付加前のヤング率で割ったヤング率の相対変化とこれに対応するひずみとで表わしてある。なおヤング率は次なる式で求めた。 $E = \rho v_0^2$ ここでEはヤング率、 ρ は密度、 v は音速を表わしている。Fig. 7には押し出し法、Fig. 8には型込め法、Fig. 9には振動加圧法、またFig. 10には静水圧プレス法により製造された黒鉛材料の結果が各々示されている。これらの結果より、すべての黒鉛材料は圧縮応力の増加に伴ないヤング率の減少することが明らかとなった。しかしながら押し出し法により製造された黒鉛材料には荷重付加初期の微小ひずみ範囲において一度ヤング率の上昇する特異な現象が認められる。さらに異方性黒鉛材料には、一般的傾向としてwith-grain 試料の方がヤング率の減少が著しい。また荷重付加初期よりあるひずみ範囲までこの相対ヤング率の減少傾向は、ほぼ直線的に減少しそれ以降この減少量は鈍くなる傾向にある。

4. 考 察

4.1 圧縮応力-ひずみ曲線

まず異方性問題について考えてみよう。Figs. 2, 3, 4より、微小ひずみ (<1%) では With-grain 試料の flow stress が Across-grain のそれよりも高い傾向にある。このことは結晶配列を考慮すれば次の様な説明ができる。単結晶の弾性率、および強度は共に基底面方向とこれに垂直方向 (C軸) とで著しく異なる。例えば弾性率は、基底面方向で 900 GPa ほどあり、これに対してC軸方向では基底面方向の約3%程度となる⁶⁾。このため基底面が配列した方向の試験片 (With-grain) はこの影響を強く受けることとなる。したがってヤング率および微小ひずみ範囲 (>1%) での flow stress は、Across-grain 試料よりも高いものとなる。

次に破断ひずみについて述べよう。Figs. 2, 3, 4より一般的傾向として、With-grain 試料の破断ひずみが Across-grain 試料のそれに比べて小さいことが判る。このことは黒鉛材料の圧縮破断形態が基底面配列と密接に関係するものであることを示唆している。今回圧縮試験に用いた黒鉛材料の破断形態は、そのほとんどがせん断破壊であった。しかしながら異方性の大きな ATJ 試料では、With-grain 試料の破壊が荷重軸と平行なたて割れ状に生じることが多かった。このことは、荷重軸に平行な一見弾性変形しか出来ないと思われる基底面が、圧縮変形に際し黒鉛材料内部で不均一変形が生じるためにこの基底面内ですべりが生じ、近接するバインダーおよび grain でこのすべりが拘束されるために基底面で delamination が生じ、これが圧縮破壊の initiation となることを示唆している⁷⁾。圧縮変形によるこのような基底面の delamination は電気抵抗の測定結果にも示され、圧縮破壊を支配する重要な因子と

3.2 圧縮荷重付加に伴う音速の変化

Figs. 7, 8, 9 に、圧縮応力下で黒鉛試験片中を伝播する音速の変化について測定した結果を示す。図には、音速より計算したヤング率を荷重付加前のヤング率で割ったヤング率の相対変化とこれに対応するひずみとで表わしてある。なおヤング率は次なる式で求めた。 $E = \rho v_0^2$ ここで E はヤング率、 ρ は密度、 v は音速を表わしている。Fig. 7 には押し出し法、Fig. 8 には型込め法、Fig. 9 には振動加圧法、また Fig. 10 には静水圧プレス法により製造された黒鉛材料の結果が各々示されている。これらの結果より、すべての黒鉛材料は圧縮応力の増加に伴ないヤング率の減少することが明らかとなった。しかしながら押し出し法により製造された黒鉛材料には荷重付加初期の微小ひずみ範囲において一度ヤング率の上昇する特異な現象が認められる。さらに異方性黒鉛材料には、一般的傾向として with-grain 試料の方がヤング率の減少が著しい。また荷重付加初期よりあるひずみ範囲までこの相対ヤング率の減少傾向は、ほぼ直線的に減少しそれ以降この減少量は鈍くなる傾向にある。

4. 考 察

4.1 圧縮応力-ひずみ曲線

まず異方性問題について考えてみよう。Figs. 2, 3, 4 より、微小ひずみ (< 1%) では With-grain 試料の flow stress が Across-grain のそれよりも高い傾向にある。このことは結晶配列を考慮すれば次の様な説明ができる。単結晶の弾性率、および強度は共に基底面方向とこれに垂直方向 (C 軸) とで著しく異なる。例えば弾性率は、基底面方向で 900 GPa ほどあり、これに対して C 軸方向では基底面方向の約 3% 程度となる⁶⁾。このため基底面が配列した方向の試験片 (With-grain) はこの影響を強く受けることとなる。したがってヤング率および微小ひずみ範囲 (> 1%) での flow stress は、Across-grain 試料よりも高いものとなる。

次に破断ひずみについて述べよう。Figs. 2, 3, 4 より一般的傾向として、With-grain 試料の破断ひずみが Across-grain 試料のそれに比べて小さいことが判る。このことは黒鉛材料の圧縮破断形態が基底面配列と密接に関係するものであることを示唆している。今回圧縮試験に用いた黒鉛材料の破断形態は、そのほとんどがせん断破壊であった。しかしながら異方性の大きな ATJ 試料では、With-grain 試料の破壊が荷重軸と平行なたて割れ状に生じることが多かった。このことは、荷重軸に平行な一見弾性変形しか出来ないと思われる基底面が、圧縮変形に際し黒鉛材料内部で不均一変形が生じるためにこの基底面内ですべりが生じ、近接するバインダーおよび grain でこのすべりが拘束されるために基底面で delamination が生じ、これが圧縮破壊の initiation となることを示唆している⁷⁾。圧縮変形によるこのような基底面の delamination は電気抵抗の測定結果にも示され、圧縮破壊を支配する重要な因子と

なっている。

次に応力-ひずみ曲線上での破壊形態の相違を見ることとしよう。Figs. 2, 3, 4, 5より, TS-1240, ATJ, V483T, IG-11をのぞいた黒鉛材料は、その応力-ひずみ曲線に次のような特徴をもつ。すなわち応力-ひずみ曲線が最大応力を過ぎた後でもなお試験片は破壊せずに応力低下を示し、その破壊が上記4銘柄黒鉛材料に比べて延性的なことである。これら4銘柄黒鉛材料の破壊形態の特徴は、一瞬にしてこなごなに砕け散る極めて脆性的なものであった。これに比べて上記4銘柄以外の黒鉛材料は、最大応力を越えた後も破壊せずにせん断変形を続け、より延性的な破壊形態を呈していた。この両者の破壊形態の相異は、黒鉛材料内の結晶粒度に基き次の様に考えられる。黒鉛材料製造時に混合されるバインダーの量は、結晶粒度に依存してその混合比が制御される。そしてバインダーは結晶の粒度に依存せず一定の厚さでその結晶粒を囲む量が最適とされている。したがって結晶粒度が微細化するに伴ない黒鉛材料中に含まれるバインダーの相対的体積率は増加することとなる。このため結晶粒度の細かいものほどバインダーの性質が黒鉛材料の諸性質に顕著に表われるであろう。一般にバインダー部分は非晶質に近い炭素材料であろうと考えられている。そしてこれら炭素材料はその破壊形態が極めて脆性的である。さて今回実験に用いた黒鉛材料と上記事項を比較検討しよう。これら黒鉛材料の粒径についてその詳細は明らかとされていない。しかしながら顕微鏡観察その他により次の様な値と考えられる。H-451, G140A; 1mm程度, ASR-1RG, ATR-2E; 0.8mm程度, PGX; 0.7mm程度, V4837; 最大粒径0.1mm (SIGRI データー), IG-11; 平均粒径 (東洋炭素データー) 0.02mm, TS-1240; 0.4mm程度。これら粒径の比較より先の4銘柄黒鉛材料, TS-1240, ATJ, V483T, IG-11は結晶粒度の細かいものばかりである。このことから上記破断形態の相違は、これら結晶粒度に基づく黒鉛材料中のバインダー量の相違に起因するものと考えられる。

Table 2に各種黒鉛銘柄の応力-ひずみ曲線について多項式近似を行なった結果を示す。この近似では次の点に留意した。(i)近似式の使用容易性を考慮して2次項まで、3次項までの2種類とした。(ii)近似式は最大圧縮応力までとした。多結晶黒鉛材料の応力-ひずみ曲線の解析は Jenkins⁵⁾によって行なわれ、 $\epsilon = a_1 \sigma + a_2 \sigma^2$ なる理論式を提案している。ここで ϵ ; σ は各々ひずみ、応力を表わし、 a_1, a_2 は定数である。しかしながらこの関係式は、微小ひずみ範囲(0.5%程度まで)では比較的良く黒鉛の変形挙動を記述しえるが、破断近傍までの変形挙動を記述するには実測値と近似式との誤差が大きくなる。このことは今回の近似式導出においても認められた。したがって今回は3次項までを含む近似式の導出を行なったが、多結晶黒鉛材料の変形挙動が3次式で表現できるという理論的背景は何もない。ここでJenkinsの理論について一言述べておこう。彼は黒鉛材料内部に連続スペクトルを有する摩擦ブロックを仮定したが、これはまさに random 配列する黒鉛結晶の荷重軸からの傾斜に対応し、黒鉛結晶の臨界せん断応力が一定でもシュミット因子より計算される塑性変形に必要な力は増大するものであることに対応する。

次に圧縮応力除荷後に生じる塑性ひずみについて述べる。Figs. 7, 8, 9, 10の比較において次の事が明らかとなる。(i)負荷応力の増加とともに残留ひずみ量も増加する。さらに(ii) With-grain 試料と Across-grain 試料の残留ひずみ量を比較すると、一定荷重付加後に

生じる残留ひずみはWith-grain 試料の方が小さい。Fig. 11 に負荷応力とこれにより生ずる残留ひずみ量を異方性材料と等方性材料とで示す。上記(i), (ii)の事が明らかとなる。残留ひずみと負荷応力の関係は、Jenkins によって理論的に導かれている。しかしながら彼の解析は残留ひずみの大きい領域では実験結果と大きな差違を生じる。これに対して Eto⁸⁾ は $\epsilon_p \propto \sigma^n$ なる経験則を見出している。ここで ϵ_p は塑性ひずみ量、 σ は負荷応力である。これに従って Figs. 11 を整理したものが Figs. 12 である。等方性、異方性黒鉛材料をとわず良い直線関係が成立し、上記経験則の正しいことがわかる。また極めて興味深い次の様な特徴を示していた。すなわち異方性材料では結晶配向性によらずほぼ一定の n 値を示し、さらにこれはその製造法にも依存していないという事実である。この異方性材料の n 値はほぼ 0.57 であった。一方等方性材料の n 値は 0.73 と前者に比較して大きく応力依存性の大きいことを示していた。しかしながら現在の所、この関係式が成立する理由は明らかでない。

最後に、各種黒鉛材料の応力-ひずみ曲線が製造法別に見れば統一的な一つの応力-ひずみ曲線として表わされる事を示そう。Figs. 13 にこの結果を示す。図の縦軸および横軸は、最大圧縮強さとこれに対応したひずみとで各々の応力、ひずみを規格化したものである。Fig. 13 (a) が押し出し法、(b) が型込め法、(c) が振動加圧法、(d) が静水圧プレス法により製造された黒鉛材料の結果である。押し出し法の結果以外は図に示されるような一つの曲線として表わされることがわかる。このことは一つの製造法における黒鉛材料がその方向によらず類似した変形挙動を呈することを示唆するものであろう。

4.2 圧縮荷重付加状態下におけるヤング率

予荷重によって黒鉛材料のヤング率が減少することはよく知られている。この原因としては、荷重増加に伴ない結晶内に生ずる可動転位密度の増加とマイクロクラックの発生が考えられている。嚴重に言えば本来弾性的挙動を意味するヤング率が転位と結びついて議論されることは不思議である。そこで黒鉛のヤング率とは次の様な理解が必要となる。塑性変形とは本来転位が一本動けば成立するものである。しかしながら我々はこれを正確に把握することは困難であろう。したがって我々は応力-ひずみ曲線上で一見線形関係が成立し、しかも残留ひずみがほとんど残らない範囲を弾性変形と呼ぶ。しかしながら材料内部では、すでに転位は動き微少の塑性変形は生じている。黒鉛の場合、この微視的塑性変形が生じる応力が極めて小さいものと見るべきである。

さて Figs. 7, 8, 9, 10 より圧縮応力の増加に伴ない音速も変化し、これより計算されるヤング率は低下することがわかる。Fig. 14 に IG-11 黒鉛材料の荷重付加-除荷に伴ない音速変化から計算したヤング率とひずみとの関係を示す。荷重の負荷-除荷に伴ないヤング率は変化し、負荷重後のヤング率は荷重付加前よりも低下する。この音速が応力-ひずみ曲線といかなる対応をするものか見ることにしよう。Fig. 15 に応力-ひずみ曲線の勾配の変化とひずみとの関係を示す。図中の数字は荷重付加-除荷または除荷-負荷の点を示す。応力-ひずみ曲線の勾配は図のように変化するため Fig. 14 の曲線とはならない。Table 3 に、荷重付加-除荷あるいは除荷-負荷の微少部分における応力-ひずみ曲線の傾きとこのときの音速と

の関係を示す。表は両者が明らかに良く一致することを示している。このことから荷重付加（除荷）過程における音速変化は、応力-ひずみ曲線におけるこの点での除荷（負荷）した場合の傾きに対応する。これは次のように考えられる。黒鉛材料中の結晶は、圧縮応力の増加に伴ない塑性的に変形する。ここで圧縮応力を取り除けば、この結晶は逆向きの塑性変形が生じるまでは弾性的に変形する。圧縮応力付加状態下における音速は、まさにこの弾性変形を測定することとなる。さらに黒鉛材料のヤング率が圧縮応力の増加とともに減少する原因について明らかとしよう。このためにまず黒鉛材料の製造過程における内部組織変化を考えることとする。黒鉛材料は約 3000°K 近い温度で焼成され、ここで黒鉛化が進む。この温度から徐冷するにしたがって基底面とこれに垂直方向の熱膨張係数が著しく異なるために、熱応力が発生する。この熱応力を緩和するために結晶内の基底面は塑性変形し、さらにこの変形だけでは補えず層面で delamination を生じる。したがって室温での黒鉛材料の内部組織は、上記のごとく塑性変形をしつづけた結晶と、さらに delamination が生じた結晶が混在した状態にある。このため黒鉛材料中の結晶は転位密度の高い状態にあり、したがって微小応力の付加がヤング率を減少させるほどさらに極端に可動転位密度を増加させるとは考えられない。Fig.16 に IG-11 黒鉛材料の引張試験結果を示す。これを Fig.5(b) の圧縮試験結果と比較すると、0.2% ひずみ程度まで両者の flow stress はほぼ良い一致を示す。このことは、両者の黒鉛材料内の結晶で同程度の塑性変形が生じたことを示唆している。しかしながら Fig.10(b) に示されるように、引張と圧縮変形におけるヤング率の変化は著しく異なる。そしてこの事実は可動転位の問題としてだけでは説明できないことを示している。これは材料内部の応力付加による微細構造の変化を考慮することにより説明できる。すなわち応力付加に伴なう材料内部の pore 形状変化と層面で生じる delamination が、ヤング率減少の主因をなすという考えである。一般にヤング率は介在物（pore もこれに含まれる）の量とその形状に依在する。^(9,10) そしてこの pore 形状の与える効果としては、球に比べより扁平化した pore ほどこの短軸方向のヤング率は減少する。圧縮応力はこのようなより扁平化した多くの pore を黒鉛材料内部に生じさせるために、ヤング率は減少する。また引張応力負荷時には、層面で多くの delamination が生じるためにヤング率が減少するものと考えられる。なおこれについての詳細は現在投稿中である。以上の事は次の意味において重要である。すなわち黒鉛材料が応力負荷に伴いその微細内部構造変化が生じる点に注目すれば、黒鉛材料の被った応力履歴を音速測定より評価できる可能性を有するということである。

次に Fig.10(b) により圧縮応力負荷に伴なうヤング率の減少傾向について述べる。この図より、およそ 1.2% ひずみ近傍までヤング率は直線的に減少することがわかる。なおこのひずみにおける応力は約 60MPa である。その後これ以上のひずみではその減少傾向は鈍化する。このような傾向は Fig.7, 8, 9, 10 に示されるように、黒鉛材料にとって一般的傾向である。このようにヤング率が直線的に減少する領域とそれ以降の鈍化との2つの領域が存在する理由は次の様に考えられる。圧縮荷重負荷の初期には、黒鉛材料は比較的均一変形をするであろう。しかしながらひずみ量の増加に伴なって破壊の initiation となる不均一変形が生じる。これは局部的クラックの発生と対応する。この不均一変形はヤング率に比較的不敏感なため、ヤング率の減少傾向は鈍化するものと思われる。したがってヤング率の直線的に減少するひずみ

以上では、圧縮応力負荷によるクラックの発生により引張強さの減少することが予想される。Fig.17は、IG-11黒鉛材料の引張強さに及ぼす圧縮予応力の効果を調べたものである。図から明らかに、60MPa以上圧縮予応力によって引張強さの減少していることがわかる。このような圧縮予応力の引張強さに及ぼす効果が圧縮応力により生じるクラックの発生に対応するものであることは、すでに以前の写真観察による研究より明らか¹¹⁾とされている。これに従えば圧縮破壊応力の約6割以上の応力負荷により黒鉛材料内部に新たなクラックの発生が認められている。本実験における圧縮応力60MPaは圧縮破壊強さの約7割に相当し、先の研究結果と良い一致を見ている。このことからヤング率減少の直線部からはずれるひずみは、クラックの発生と対応するものであることが明らかとなった。このことは次の点で重要であろう。すなわちFigs.7, 8, 9, 10の図から圧縮破壊の開始点となるクラックの発生が予測できるからである。今回の実験に用いた黒鉛材料について、ヤング率の直線的減少からはずれるひずみおよび応力をまとめてTable 4に示す。しかしながらIG-11黒鉛材料以外は予測であるために、今後の実験的裏付けが必要であろう。

5. 結 論

4種類の製造法による9銘柄黒鉛材料の圧縮試験を行ない、各種製造法に基づく応力-ひずみ関係とこの多項式近似曲線を求め検討した。さらに圧縮応力下での音速測定を行ない、応力-ひずみ曲線との対応関係を検討した。本実験より得られた結論を以下に記す。

- 1) 異方性材料（押し出し法、型込め法、振動加圧法）の応力-ひずみ曲線は、試験片の内部組織と密接に関係していた。すなわちflow stressは、荷重軸が結晶の基底面と平行な場合高い傾向を示した。一方等方性材料（静水圧プレス法）には、応力-ひずみ曲線上に試験片切り出し方向による相違が認められなかった。
- 2) 異方性材料は、試験片内部の結晶配列により破壊ひずみが異なり、基底面が荷重軸と平行な試験片の破壊ひずみは、これに垂直なものよりも小さい傾向が認められた。しかしながら圧縮強さには、結晶配列による統一的傾向は認められなかった。さらに破壊形態は結晶粒度に依存する傾向が見られ、応力-ひずみ曲線は粒の細かいものほど脆性的破断形態を示した。
- 3) 残留ひずみ（塑性ひずみ）と負荷応力は密度に関係し、次なる式で整理された。

$$(\text{塑性ひずみ量}) = (\text{圧縮付加応力})^n$$

- 4) 応力、ひずみを各々圧縮強さとこのひずみで規格化した応力-ひずみ曲線は、押し出し法により製造された黒鉛材料を除き、ほとんど一本の曲線で描けることが明らかとなった。
- 5) 圧縮応力付加状態下における音速より計算したヤング率は、応力-ひずみ曲線と密接に関係し、各々負荷時の除荷または除荷時の負荷曲線に対応することがわかった。さらにこのヤング率は、圧縮応力の増加に伴ない減少した。

以上では、圧縮応力負荷によるクラックの発生により引張強さの減少することが予想される。Fig.17は、IG-11黒鉛材料の引張強さに及ぼす圧縮予応力の効果を調べたものである。図から明らかに、60MPa以上圧縮予応力によって引張強さの減少していることがわかる。このような圧縮予応力の引張強さに及ぼす効果が圧縮応力により生じるクラックの発生に対応するものであることは、すでに以前の写真観察による研究より明らかとされている¹¹⁾。これに従えば圧縮破壊応力の約6割以上の応力負荷により黒鉛材料内部に新たなクラックの発生が認められている。本実験における圧縮応力60MPaは圧縮破壊強さの約7割に相当し、先の研究結果と良い一致を見ている。このことからヤング率減少の直線部からはずれるひずみは、クラックの発生と対応するものであることが明らかとなった。このことは次の点で重要であろう。すなわちFigs.7, 8, 9, 10の図から圧縮破壊の開始点となるクラックの発生が予測できるからである。今回の実験に用いた黒鉛材料について、ヤング率の直線的減少からはずれるひずみおよび応力をまとめてTable 4に示す。しかしながらIG-11黒鉛材料以外は予測であるために、今後の実験的裏付けが必要であろう。

5. 結 論

4種類の製造法による9銘柄黒鉛材料の圧縮試験を行ない、各種製造法に基づく応力-ひずみ関係とこの多項式近似曲線を求め検討した。さらに圧縮応力下での音速測定を行ない、応力-ひずみ曲線との対応関係を検討した。本実験より得られた結論を以下に記す。

- 1) 異方性材料（押し出し法、型込め法、振動加圧法）の応力-ひずみ曲線は、試験片の内部組織と密接に関係していた。すなわちflow stressは、荷重軸が結晶の基底面と平行な場合高い傾向を示した。一方等方性材料（静水圧プレス法）には、応力-ひずみ曲線上に試験片切り出し方向による相違が認められなかった。
- 2) 異方性材料は、試験片内部の結晶配列により破壊ひずみが異なり、基底面が荷重軸と平行な試験片の破壊ひずみは、これに垂直なものよりも小さい傾向が認められた。しかしながら圧縮強さには、結晶配列による統一的傾向は認められなかった。さらに破壊形態は結晶粒度に依存する傾向が見られ、応力-ひずみ曲線は粒の細かいものほど脆性的破断形態を示した。
- 3) 残留ひずみ（塑性ひずみ）と負荷応力は密度に関係し、次なる式で整理された。

$$(\text{塑性ひずみ量}) = (\text{圧縮付加応力})^n$$

- 4) 応力、ひずみを各々圧縮強さとこのひずみで規格化した応力-ひずみ曲線は、押し出し法により製造された黒鉛材料を除き、ほとんど一本の曲線で描けることが明らかとなった。
- 5) 圧縮応力付加状態下における音速より計算したヤング率は、応力-ひずみ曲線と密接に関係し、各々負荷時の除荷または除荷時の負荷曲線に対応することがわかった。さらにこのヤング率は、圧縮応力の増加に伴ない減少した。

- 6) 圧縮応力によるクラックの発生点は、圧縮応力下でのヤング率一ひずみ曲線より予測可能であることがわかった。
- 7) 引張変形下におけるヤング率の減少量は、圧縮変形の場合よりも著しく大きなものであった。

謝 辞

本実験の遂行にあたり、有益なる御意見をいただいた奥達雄高温材料強度研究室長ならびに衛藤基邦副主任研究員に深く感謝いたします。さらに常に心よく実験に御協力下さった藤崎勝夫氏ならびに本田幸雄氏に感謝の意を表します。

REFERENCES

1. Arragon P.P. and Berthier R.M. : Industrial Carbon and Graphite, Society of Chemical Industry, pp.565-578, London (1958)
2. Greenstreet W.L., Smith J.E. and Yahr G.T. : Carbon 7, 15 (1969)
3. Seldin E.J. : Carbon, 4, 177 (1966)
4. Greenstreet W.L., Smith J.E., Yahr G.T. and Valachovic R.S. : Carbon, 8, 649 (1970)
5. Jenkins G.M. : J. Appl. Phys., 13, 30 (1962)
6. Spence G.B. : Proc. 5 th Conf. Carbon Pergamon, 2, 531 (1963)
7. Eto M. and Oku T. : J. Nuclear Mater., 54, 245 (1974)
8. Eto M. and Oku T. : J. Nuclear Mater., 57, 198 (1975)
9. Eshelby J.D. : Proc. Roy. Soc. (London) 241A, 376 (1957)
10. Mori T. and Tanaka K. : Acta Met., 21, 571 (1973)
11. Oku T. and Eto M. : Carbon, vol. 11, 639 (1973)

- 6) 圧縮応力によるクラックの発生点は、圧縮応力下でのヤング率-ひずみ曲線より予測可能であることがわかった。
- 7) 引張変形下におけるヤング率の減少量は、圧縮変形の場合よりも著しく大きなものであった。

謝 辞

本実験の遂行にあたり、有益なる御意見をいただいた奥達雄高温材料強度研究室長ならびに衛藤基邦副主任研究員に深く感謝いたします。さらに常に心よく実験に御協力下さった藤崎勝夫氏ならびに本田幸雄氏に感謝の意を表します。

REFERENCES

1. Arragon P.P. and Berthier R.M. : Industrial Carbon and Graphite, Society of Chemical Industry, pp.565-578, London (1958)
2. Greenstreet W.L., Smith J.E. and Yahr G.T. : Carbon 7, 15 (1969)
3. Seldin E.J. : Carbon, 4, 177 (1966)
4. Greenstreet W.L., Smith J.E., Yahr G.T. and Valachovic R.S. : Carbon, 8, 649 (1970)
5. Jenkins G.M. : J. Appl. Phys., 13, 30 (1962)
6. Spence G.B. : Proc. 5 th Conf. Carbon Pergamon, 2, 531 (1963)
7. Eto M. and Oku T. : J. Nuclear Mater., 54, 245 (1974)
8. Eto M. and Oku T. : J. Nuclear Mater., 57, 198 (1975)
9. Eshelby J.D. : Proc. Roy. Soc. (London) 241A, 376 (1957)
10. Mori T. and Tanaka K. : Acta Met., 21, 571 (1973)
11. Oku T. and Eto M. : Carbon, vol. 11, 639 (1973)

- 6) 圧縮応力によるクラックの発生点は、圧縮応力下でのヤング率-ひずみ曲線より予測可能であることがわかった。
- 7) 引張変形下におけるヤング率の減少量は、圧縮変形の場合よりも著しく大きなものであった。

謝 辞

本実験の遂行にあたり、有益なる御意見をいただいた奥達雄高温材料強度研究室長ならびに衛藤基邦副主任研究員に深く感謝いたします。さらに常に心よく実験に御協力下さった藤崎勝夫氏ならびに本田幸雄氏に感謝の意を表します。

REFERENCES

1. Arragon P.P. and Berthier R.M. : Industrial Carbon and Graphite, Society of Chemical Industry, pp.565-578, London (1958)
2. Greenstreet W.L., Smith J.E. and Yahr G.T. : Carbon 7, 15 (1969)
3. Seldin E.J. : Carbon, 4, 177 (1966)
4. Greenstreet W.L., Smith J.E., Yahr G.T. and Valachovic R.S. : Carbon, 8, 649 (1970)
5. Jenkins G.M. : J. Appl. Phys., 13, 30 (1962)
6. Spence G.B. : Proc. 5 th Conf. Carbon Pergamon, 2, 531 (1963)
7. Eto M. and Oku T. : J. Nuclear Mater., 54, 245 (1974)
8. Eto M. and Oku T. : J. Nuclear Mater., 57, 198 (1975)
9. Eshelby J.D. : Proc. Roy. Soc. (London) 241A, 376 (1957)
10. Mori T. and Tanaka K. : Acta Met., 21, 571 (1973)
11. Oku T. and Eto M. : Carbon, vol. 11, 639 (1973)

Table 1 List of nuclear graphites used in the experiments.

Brand	Method of ^(a) production	Manuf. ^(b)
H451	E	GLCC
ATR-2E	E	SIGRI
TS-1240	E	UCC
G140A	VM	TC
ASR-1RG	VM	SIGRI
PGX	M	UCC
ATJ	M	UCC
IG-11	I	TT
V483T	I	SIGRI

(a) E ; extrusion, VM ; vibration molding, M ; molding, I ; iso-static press

(b) GLCC ; Great Lakes Carbon Corp., SIGRI ; SIGRI Corp.,
UCC ; Union Carbide Corp., TC ; Toyo Tanso K.K.
TT ; Tokai Carbon K.K.

Table 2-a Polynomial expressions for stress-strain curves of nuclear graphites, $\varepsilon = a_1 \sigma + a_2 \sigma^2$.
(W; with-grain, A; across-grain)

		a_1	a_2
ATR-2E	A	6.3981410×10^{-5}	3.8241878×10^{-6}
	W	1.3351823×10^{-5}	6.0282227×10^{-6}
H-451	A	4.5686946×10^{-5}	5.6602494×10^{-6}
	W	5.4741322×10^{-5}	4.2886959×10^{-6}
TS-1240	A	$-5.0465082 \times 10^{-5}$	1.4867495×10^{-5}
	W	$-1.1461055 \times 10^{-4}$	1.3494608×10^{-5}
G140A	W	2.2472814×10^{-5}	1.7189930×10^{-5}
	A	5.0994000×10^{-5}	2.0207357×10^{-5}
ASR-1RG	W	$-2.7312897 \times 10^{-5}$	7.5725857×10^{-6}
	A	2.0261112×10^{-5}	7.5838616×10^{-6}
PGX	W	8.7866443×10^{-5}	9.3549088×10^{-6}
	A	1.1852461×10^{-4}	1.2220625×10^{-5}
ATJ	W	$-1.8077990 \times 10^{-5}$	3.0567326×10^{-6}
	A	5.2818534×10^{-5}	3.4022141×10^{-6}
IG-11		$-2.0203937 \times 10^{-5}$	4.6080468×10^{-6}
V-483T		$-5.5624332 \times 10^{-5}$	5.2746600×10^{-6}

Table 2-b Polynomial expressions for stress-strain
 curves of nuclear graphites; $\epsilon = a_1\sigma + a_2\sigma^2 + a_3\sigma^3$.
 (W; with-grain, A; across-grain)

		a_1	a_2	a_3
ATR-2E	A	1.5164902×10^{-4}	$-1.7302744 \times 10^{-6}$	8.0381824×10^{-8}
	W	2.0156105×10^{-4}	$-5.3258318 \times 10^{-6}$	1.5972745×10^{-7}
H-151	A	1.7641863×10^{-4}	$-2.9572084 \times 10^{-6}$	1.2241151×10^{-7}
	W	1.4366975×10^{-4}	$-1.8856017 \times 10^{-6}$	9.1111019×10^{-8}
TS-1240	A	3.2744720×10^{-4}	$-1.2673127 \times 10^{-5}$	4.6921667×10^{-7}
	W	4.2495131×10^{-4}	$-2.2049499 \times 10^{-5}$	5.4744822×10^{-7}
G140A	W	2.4270915×10^{-4}	$-1.0295535 \times 10^{-5}$	7.3850555×10^{-7}
	A	2.8345175×10^{-4}	$-9.1343782 \times 10^{-6}$	7.9726431×10^{-7}
ASR-IRG	W	1.8755453×10^{-4}	$-7.2174626 \times 10^{-6}$	2.1989797×10^{-7}
	A	2.0648087×10^{-4}	$-6.1243372 \times 10^{-6}$	2.1721036×10^{-7}
PGX	W	2.1719003×10^{-4}	$-4.6768573 \times 10^{-6}$	3.2517681×10^{-7}
	A	2.8910278×10^{-4}	$-5.0730659 \times 10^{-6}$	3.7399946×10^{-7}
ATJ	W	1.3743860×10^{-4}	$-2.5661921 \times 10^{-6}$	4.7457373×10^{-8}
	A	1.2610157×10^{-4}	1.5924064×10^{-7}	3.3272350×10^{-8}
IG-11		2.1845491×10^{-4}	$-5.3240228 \times 10^{-6}$	9.3989854×10^{-8}
V483T		1.9388196×10^{-4}	$-5.3948052 \times 10^{-6}$	1.0101900×10^{-7}

Table 3 Normalized Young's modulus (E/E_0) obtained from stress-strain relationship and normalized sound velocities at a given strain for IG-11 graphite on compressive tests. The normalized sound velocities correspond to the normalized Young's modulus in accordance with equation, ρv^2 .

Total Strain	E (GPa)	E/E_0	$(V/V_0)^2$
0	8.40	1	1
0.0092	7.40	0.880	0.863
0.0130	6.94	0.827	0.816
0.0185	6.40	0.762	0.771
0.0285	5.32	0.719	0.718

Table 4 List of stress and strain corresponding to crack initiation under compressive loading.

Brand		Strain (%)	Stress (MPa)	σ/σ_f
G140A	A	0.55	15.9	0.61
	W	0.70	20.4	0.81
ASR-1RG	A	0.65	29.1	0.66
	W	0.88	38.2	0.84
ATJ	A	0.65	37.1	0.44
	W	0.75	53.7	0.64
PGX	A	0.6	19.2	0.57
	W	0.7	24.1	0.79
V483T		0.9	49.1	0.73

A; across-grain, W; with-grain
 σ_f ; fracture stress

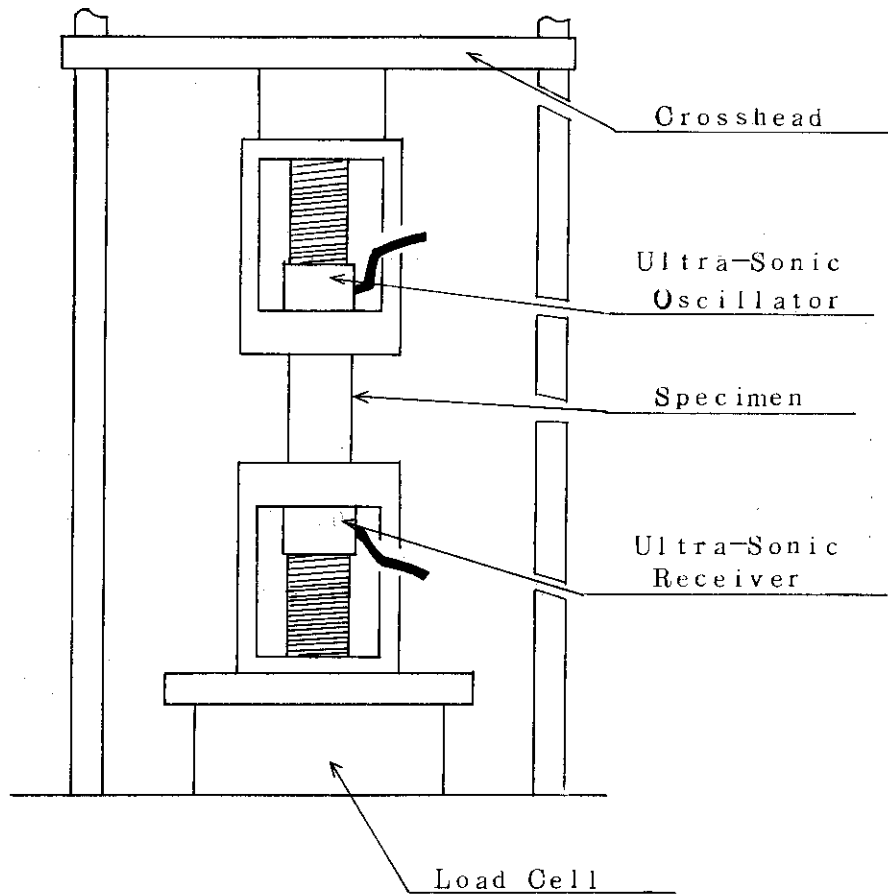


Fig.1 Schematic representation of apparatus for measuring Young's modulus under compressive loading.

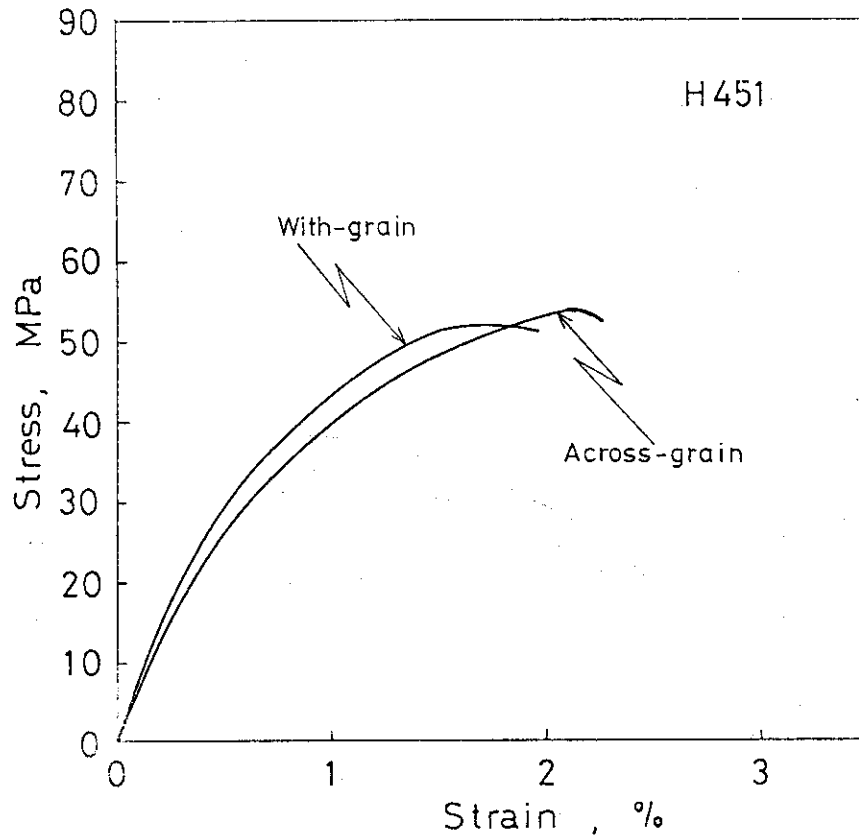


Fig. 2 (a) Compressive stress-strain curve for extruded graphite H451.

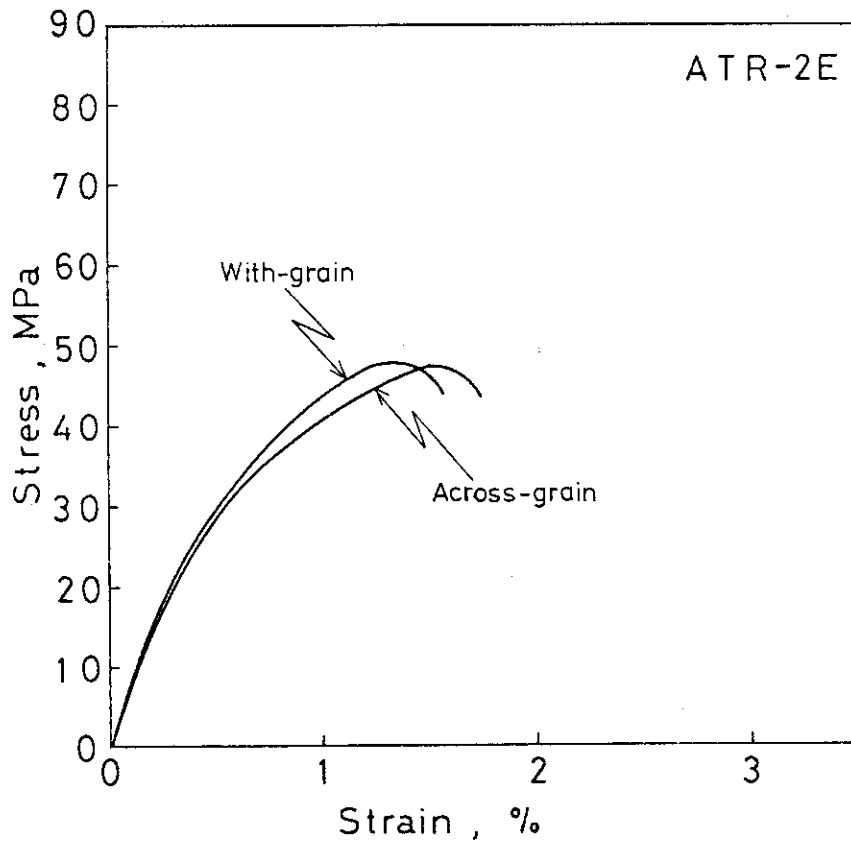


Fig. 2 (b) Compressive stress-strain curve for extruded graphite ATR-2E.

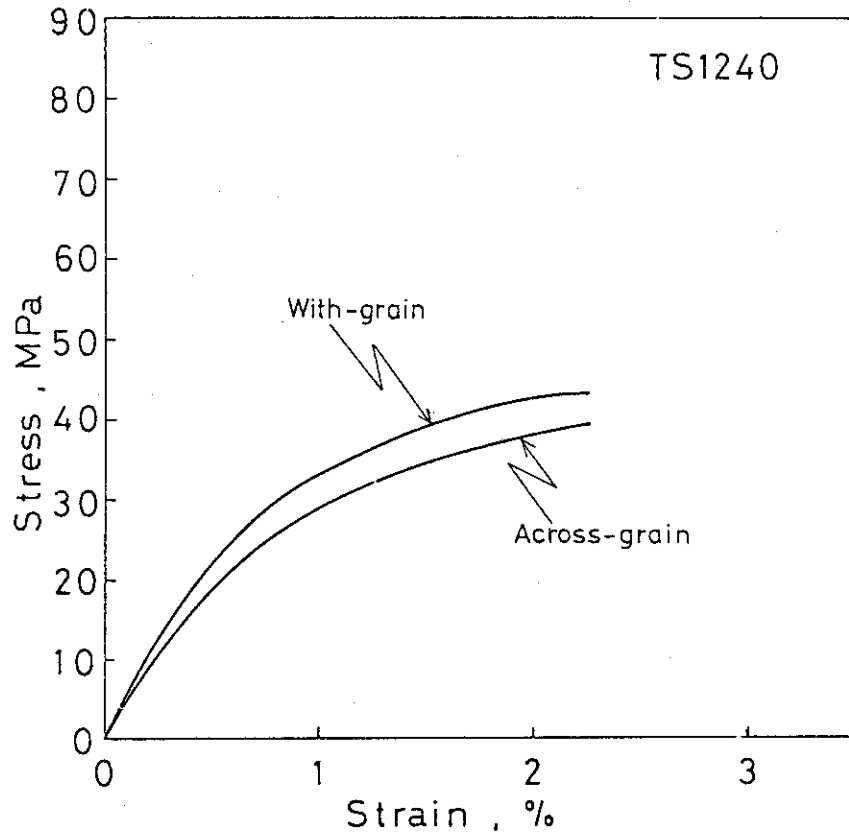


Fig.2 (c) Compressive stress-strain curve for extruded graphite , TS-1240 .

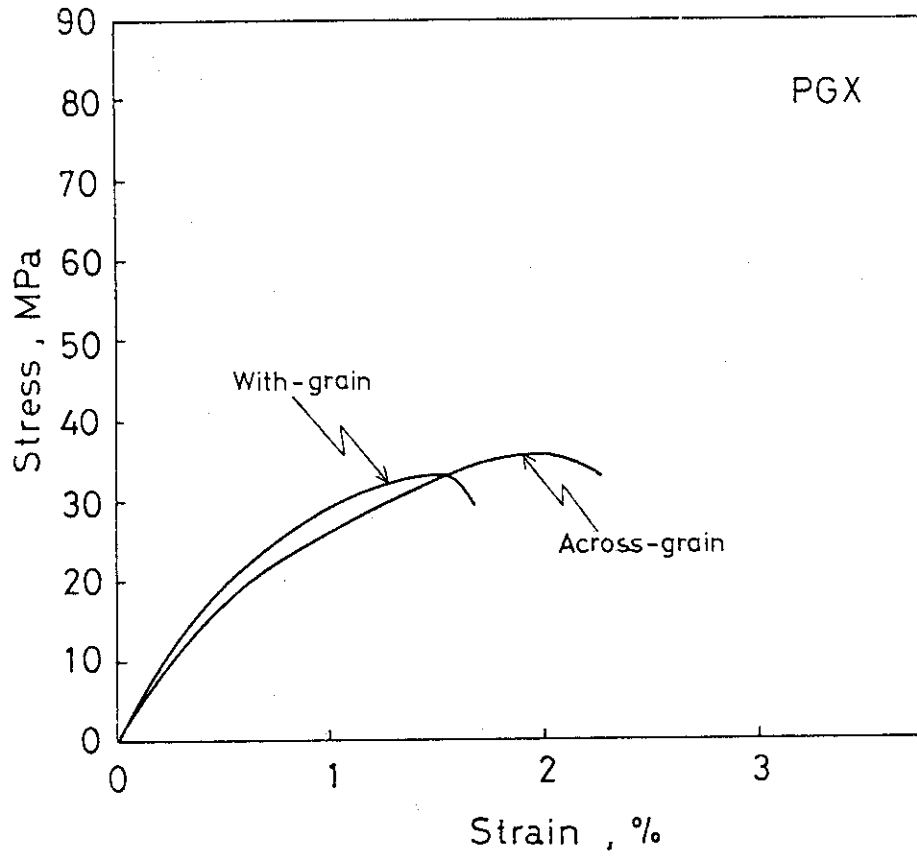


Fig.3 (a) Compressive stress-strain curve for molded graphite ,PGX .

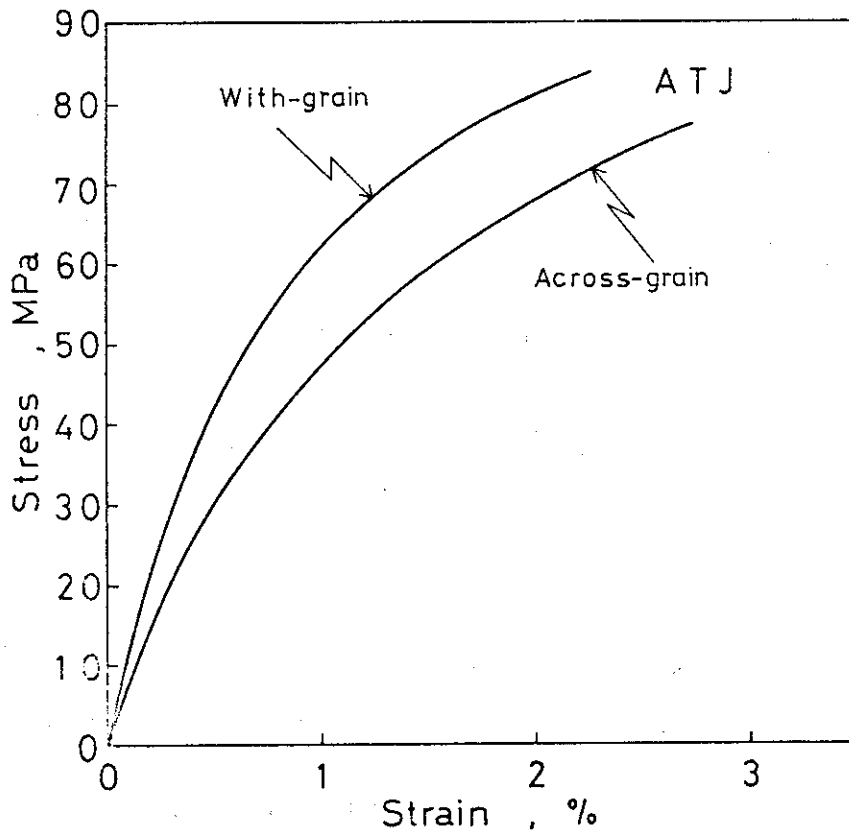


Fig.3 (b) Compressive stress-strain curve for molded graphite ,ATJ .

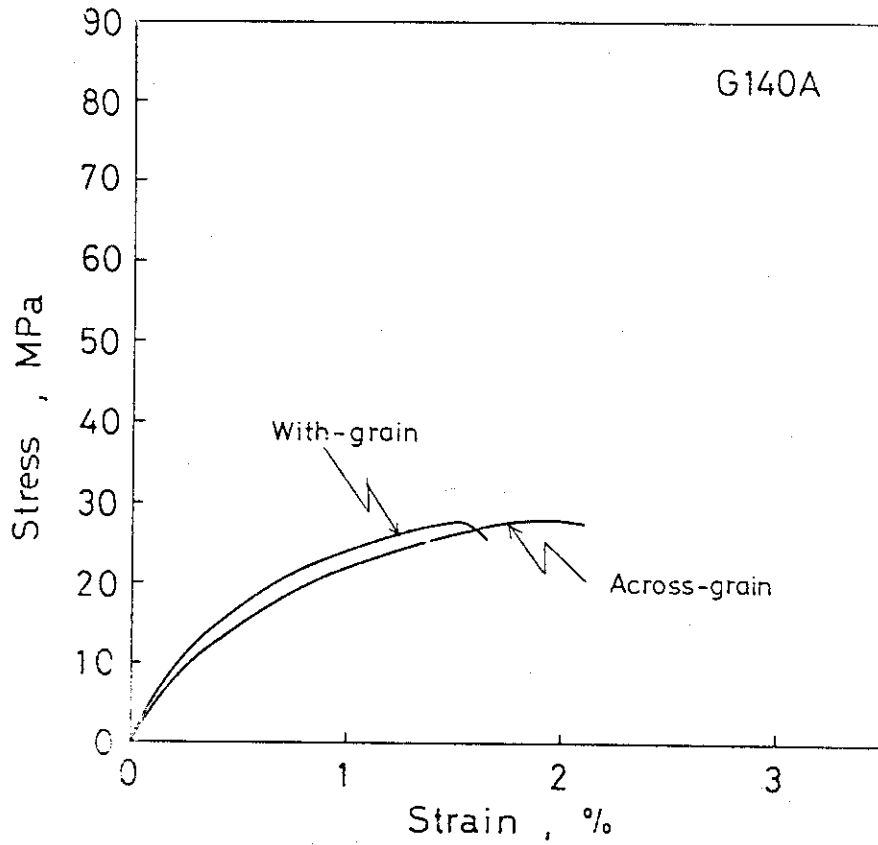


Fig.4 (a) Compressive stress-strain curve for vibrantly molded graphite, GI40A.

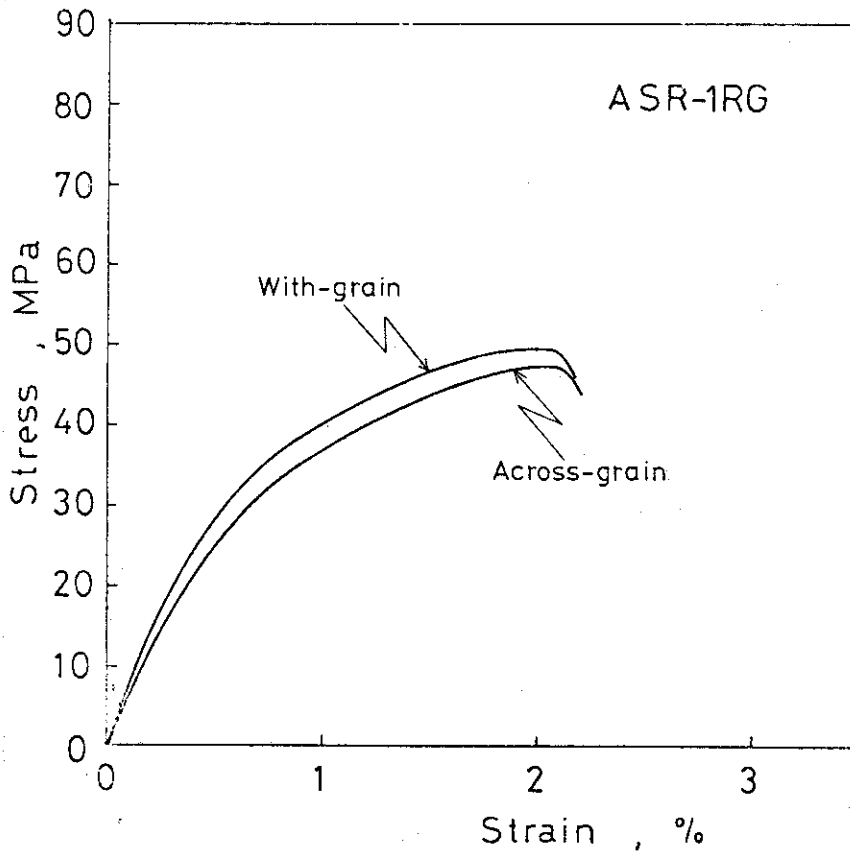


Fig.4 (b) Compressive stress-strain curve for vibrantly molded graphite, ASR-1RG.

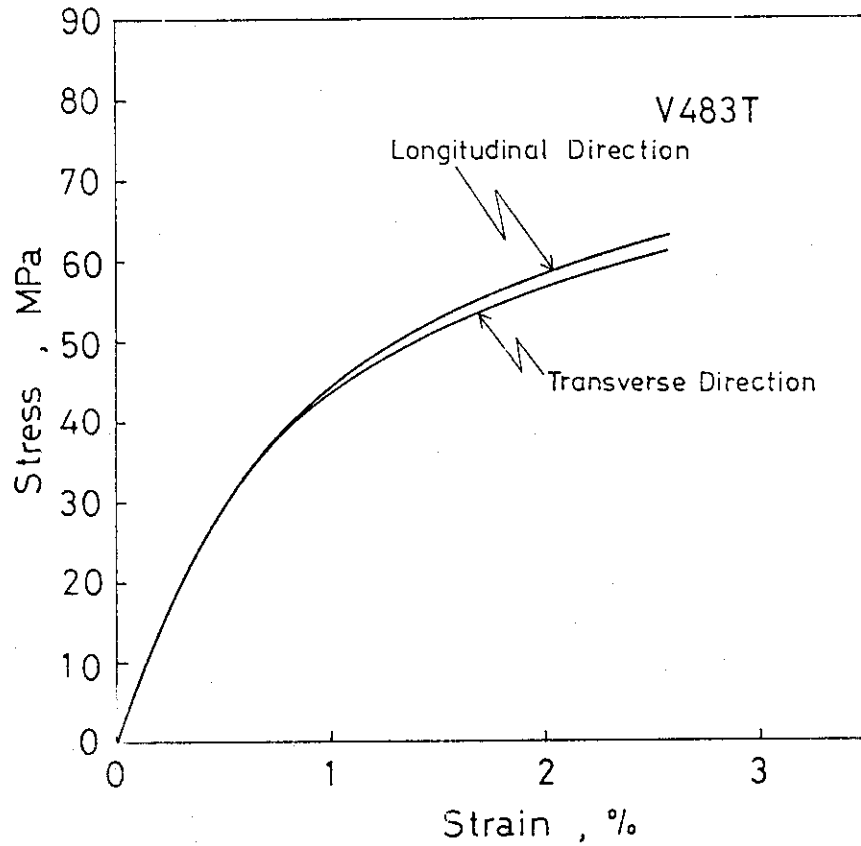


Fig.5 (a) compressive stress-strain curve for graphite produced by isostatic pressing, V483T.

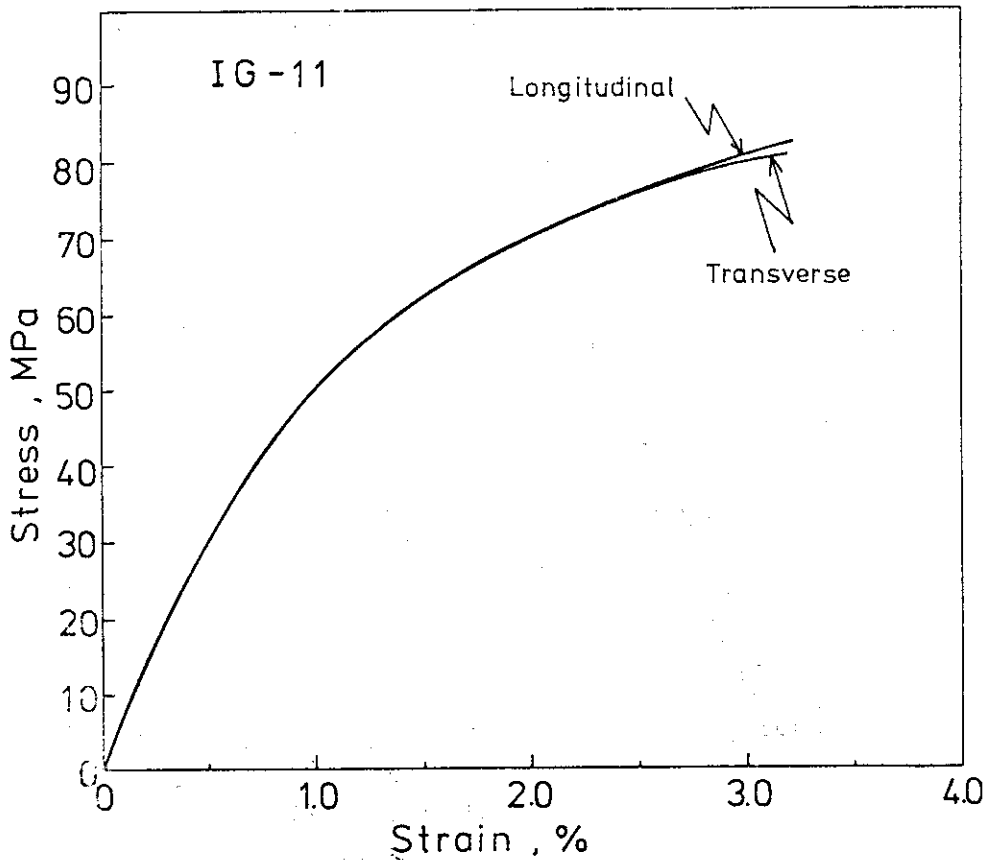


Fig.5 (b) Compressive stress-strain curve for graphite produced by isostatic pressing, IG-11.

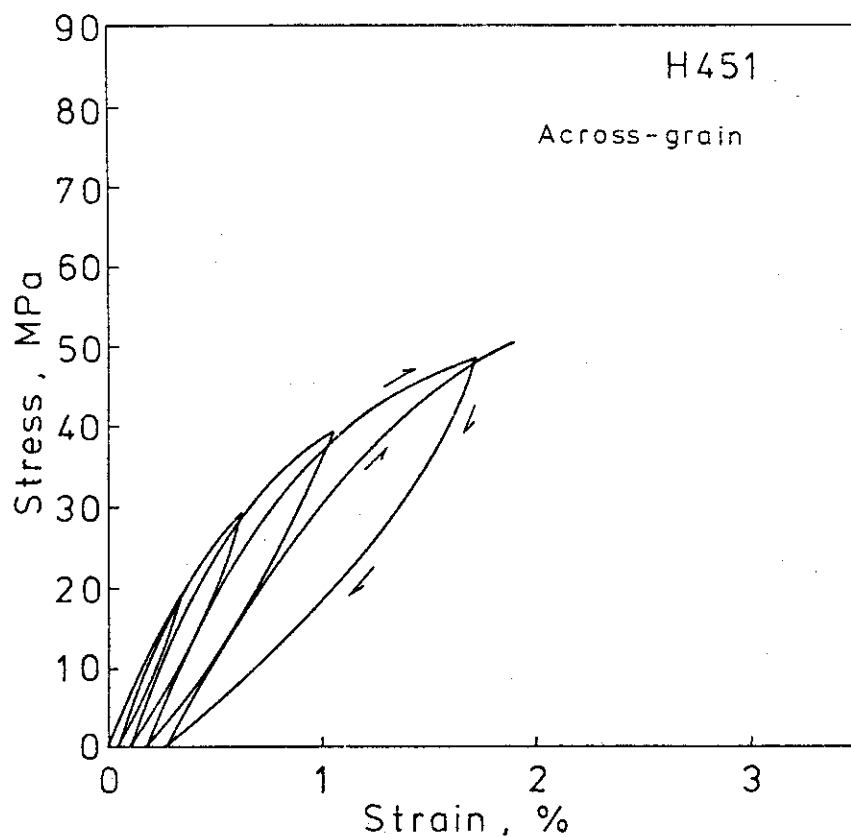


Fig.6 (a) Compressive loading-unloading response of extruded graphite ,H451.

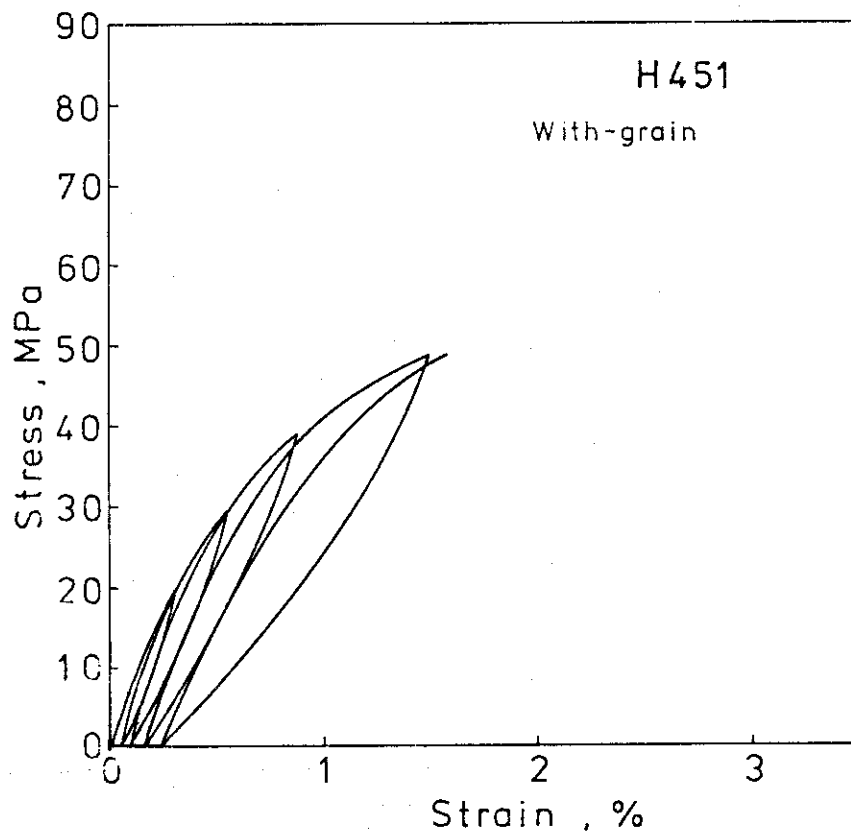


Fig.6 (a) Compressive loading-unloading response of extruded graphite ,H451.

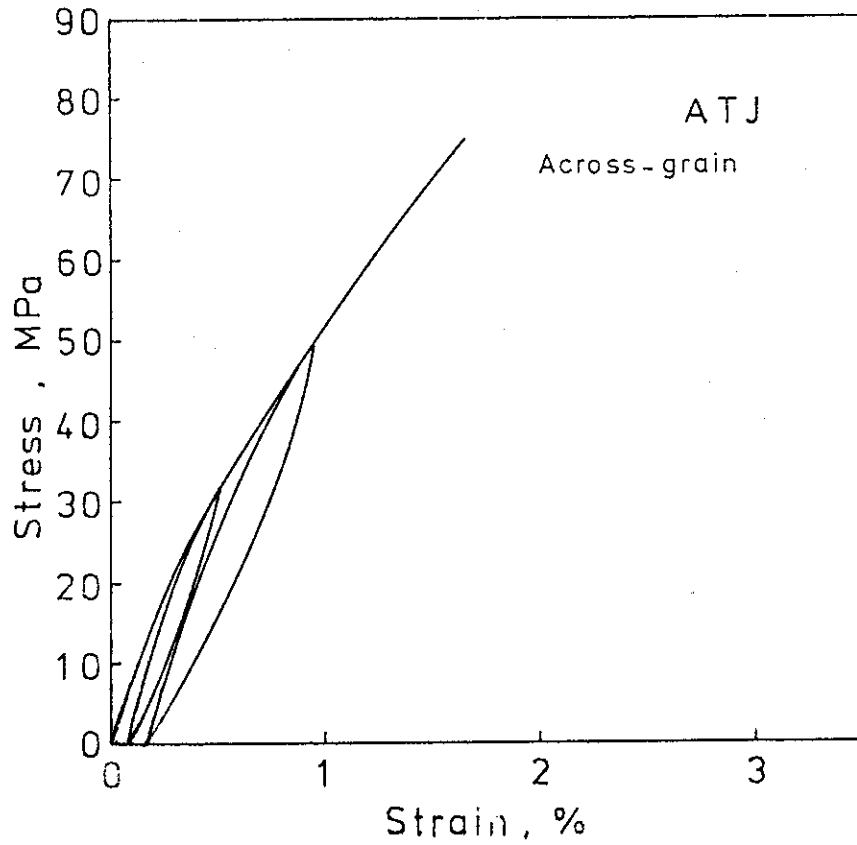


Fig.6 (b) Compressive loading-unloading response of molded graphite, ATJ.

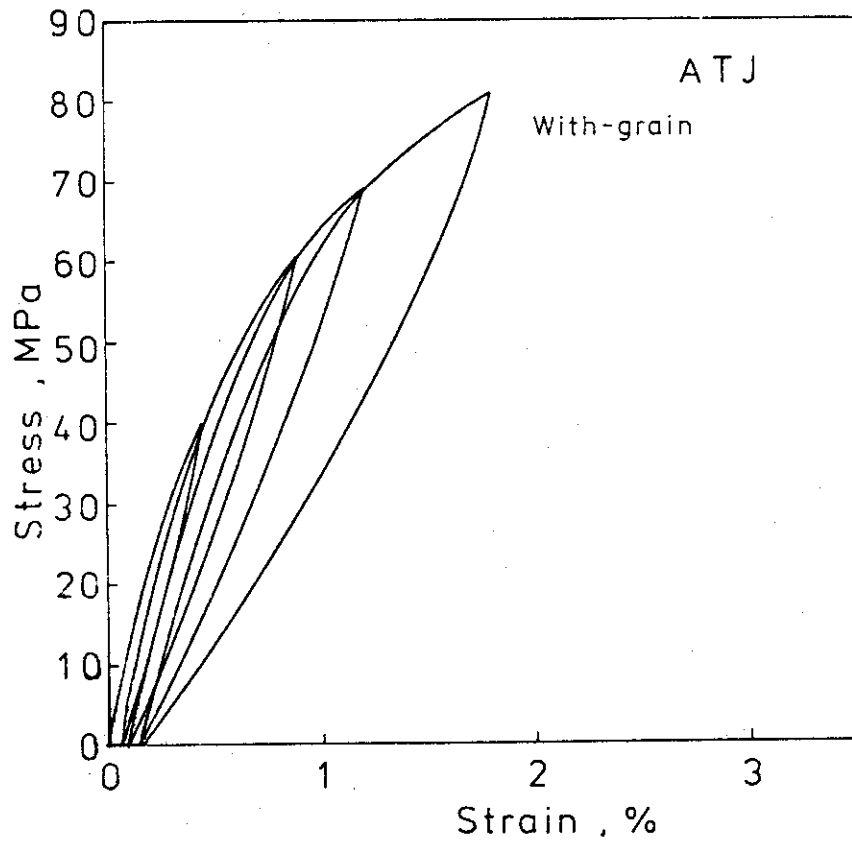


Fig.6 (b) Compressive loading-unloading response of molded graphite, ATJ.

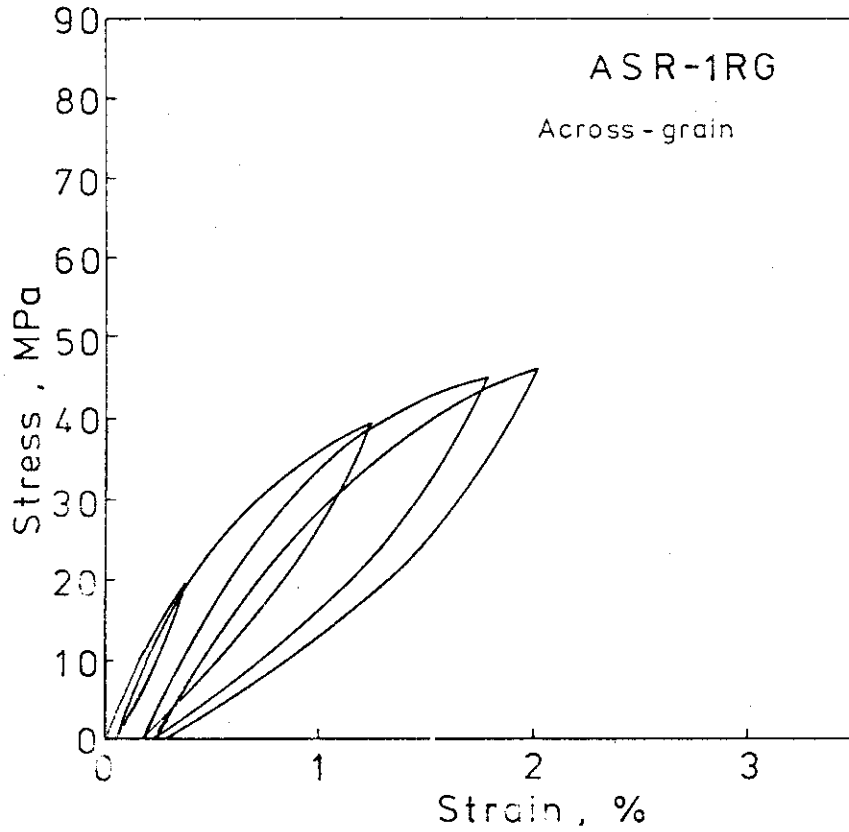


Fig.6 (c) Compressive loading-unloading response of vibration molding graphite, ASR-1RG.

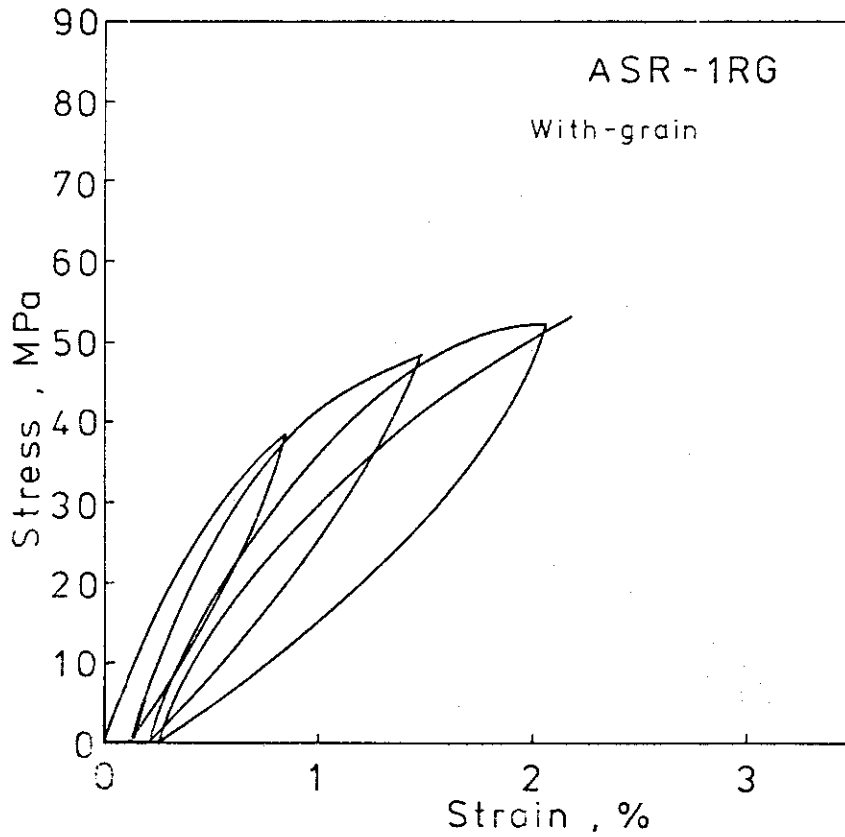


Fig.6 (c) Compressive loading-unloading response of vibration molding graphite, ASR-1RG.

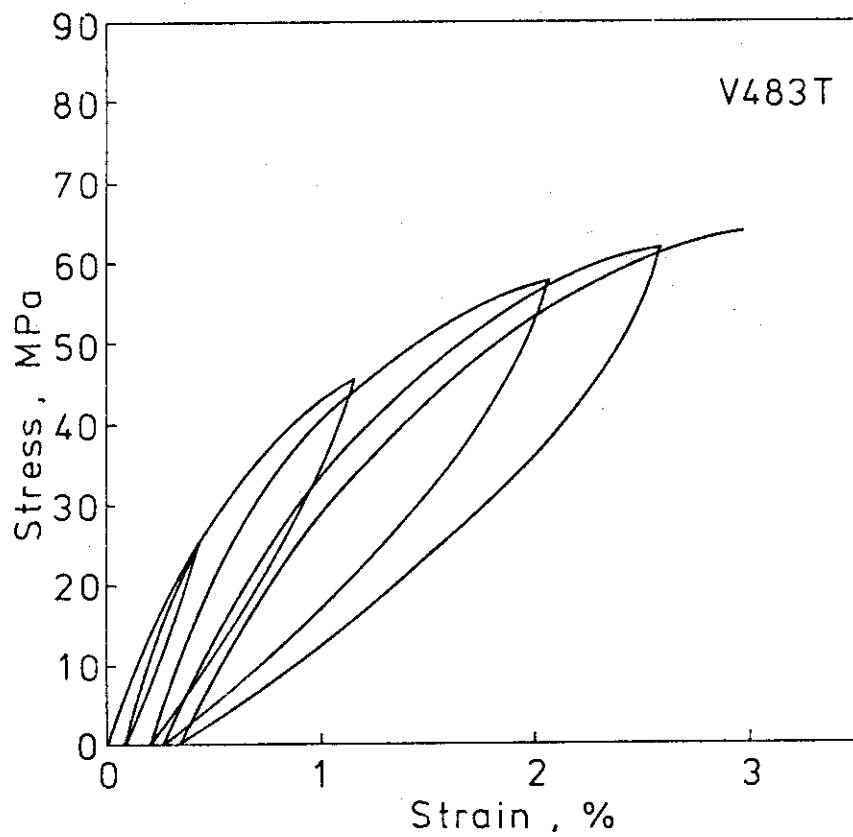


Fig.6 (d) Compressive loading-unloading response of graphite produced by isostatic pressing.

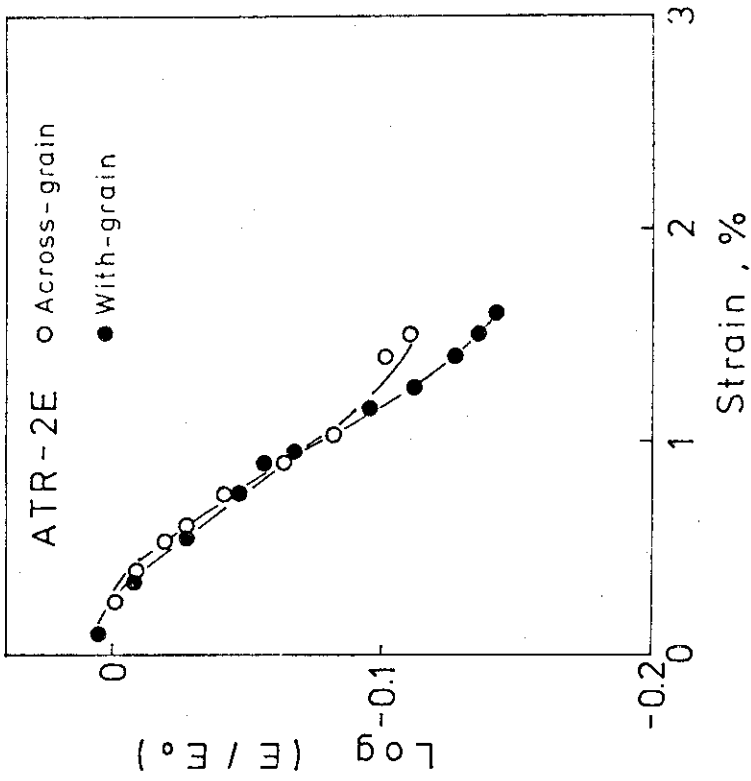


Fig.7 (b) Logarithmic relative-Young's modulus vs strain curves for ATR-2E graphite.

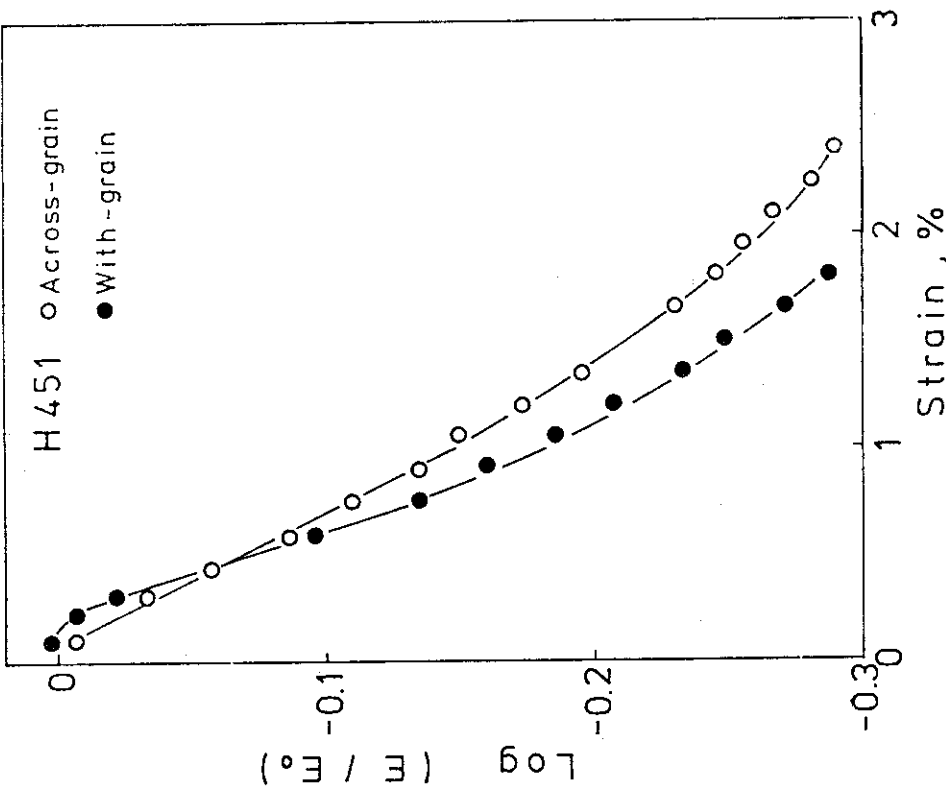


Fig.7 (a) Logarithmic relative-Young's modulus vs strain curves for H451 graphite.

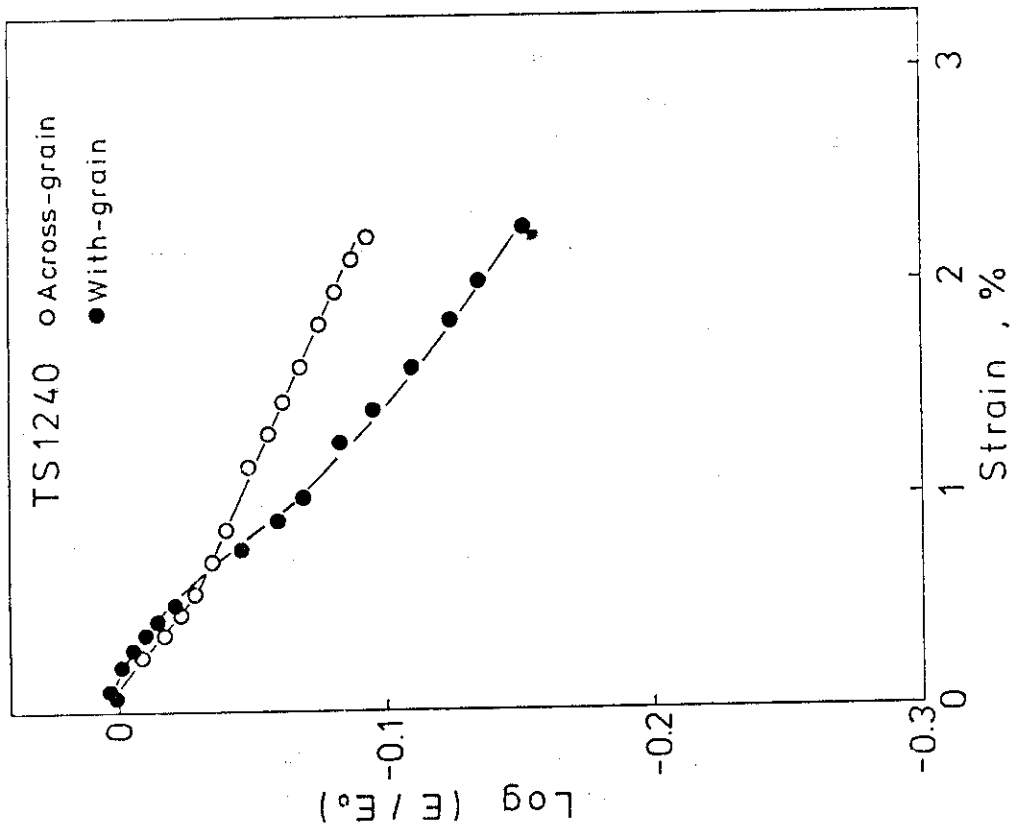


Fig.7 (c) Logarithmic relative-Young's modulus vs strain curves for TS1240 graphite.

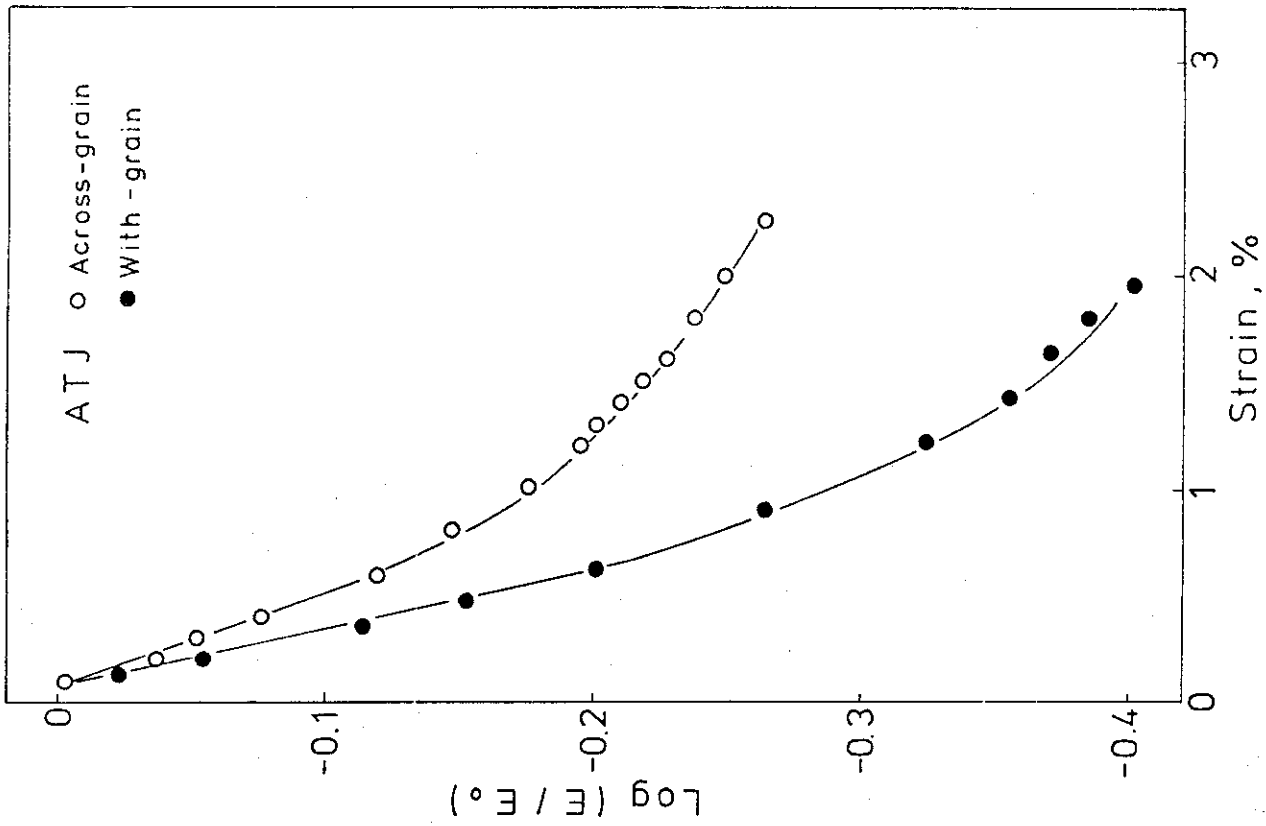


Fig.8 (b) Logarithmic relative-Young strain curves for ATJ graphite.

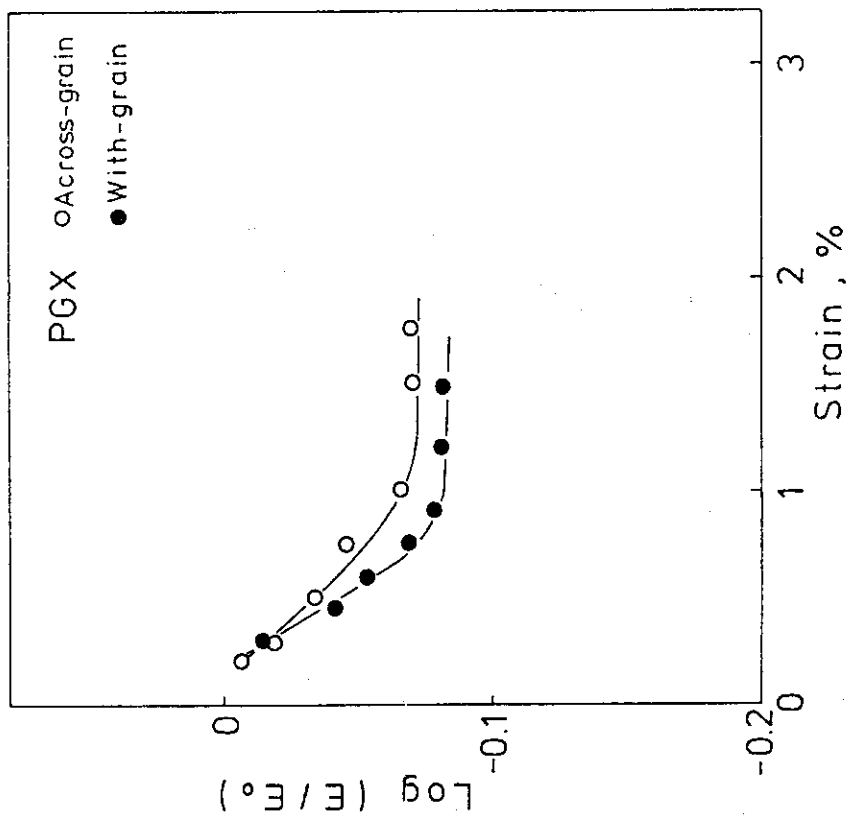


Fig.8 (a) Logarithmic relative-Young vs strain curves for PGX graphite.

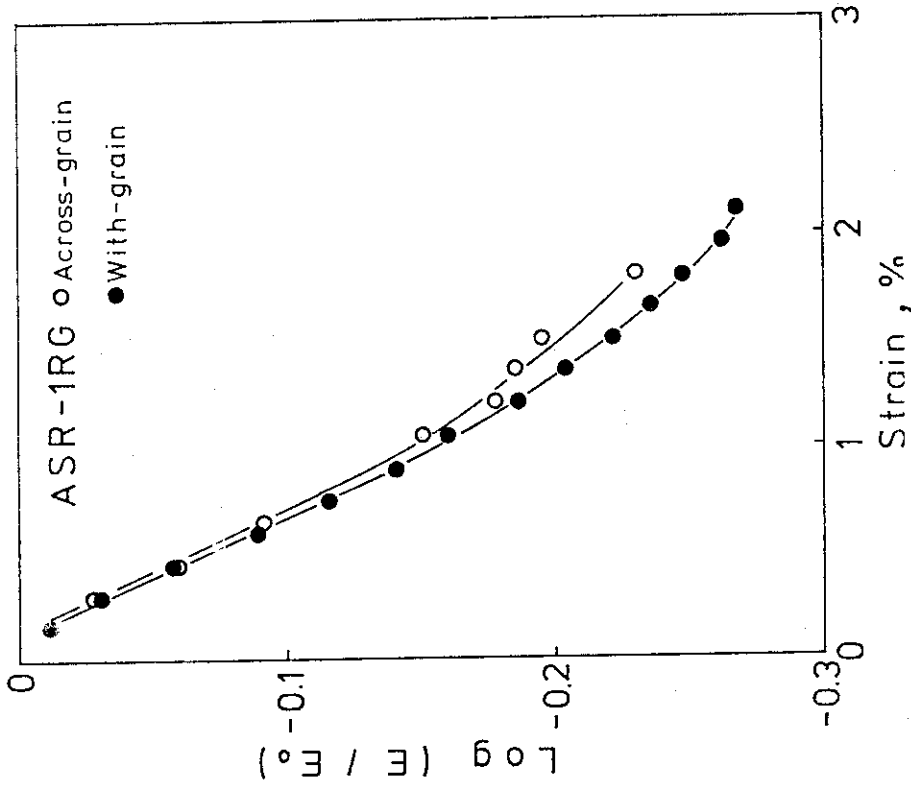


Fig.9 (b) Logarithmic relative-Young's modulus strain curves for ASR-1BG graphite.

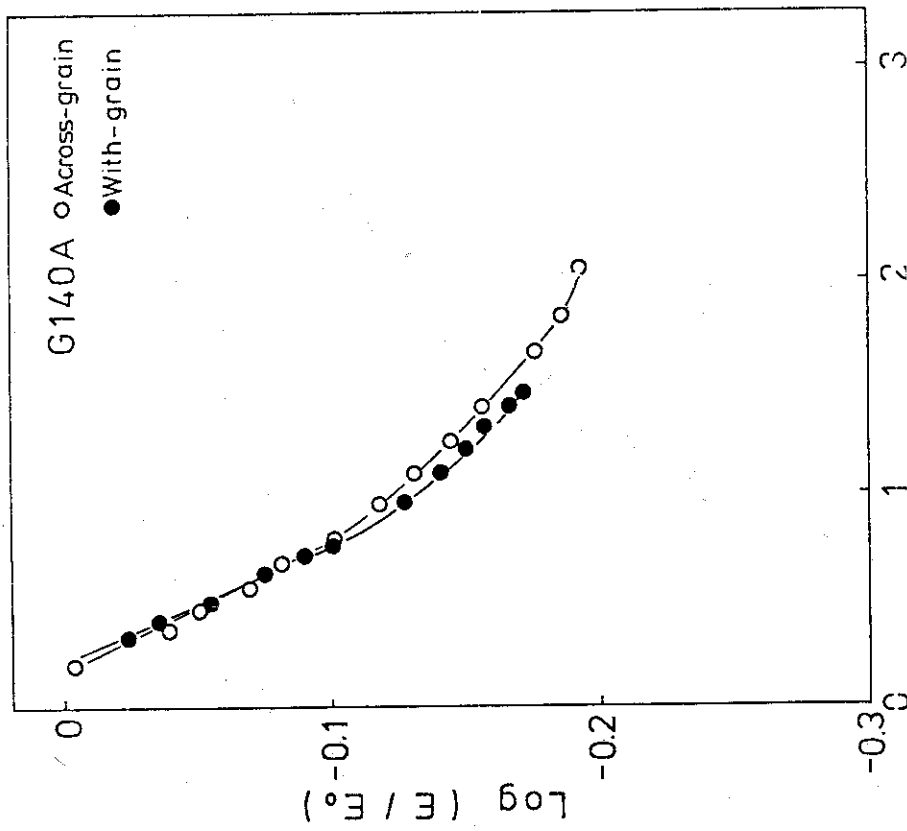


Fig.9 (a) Logarithmic relative-Young's modulus vs strain curves for G140A graphite.

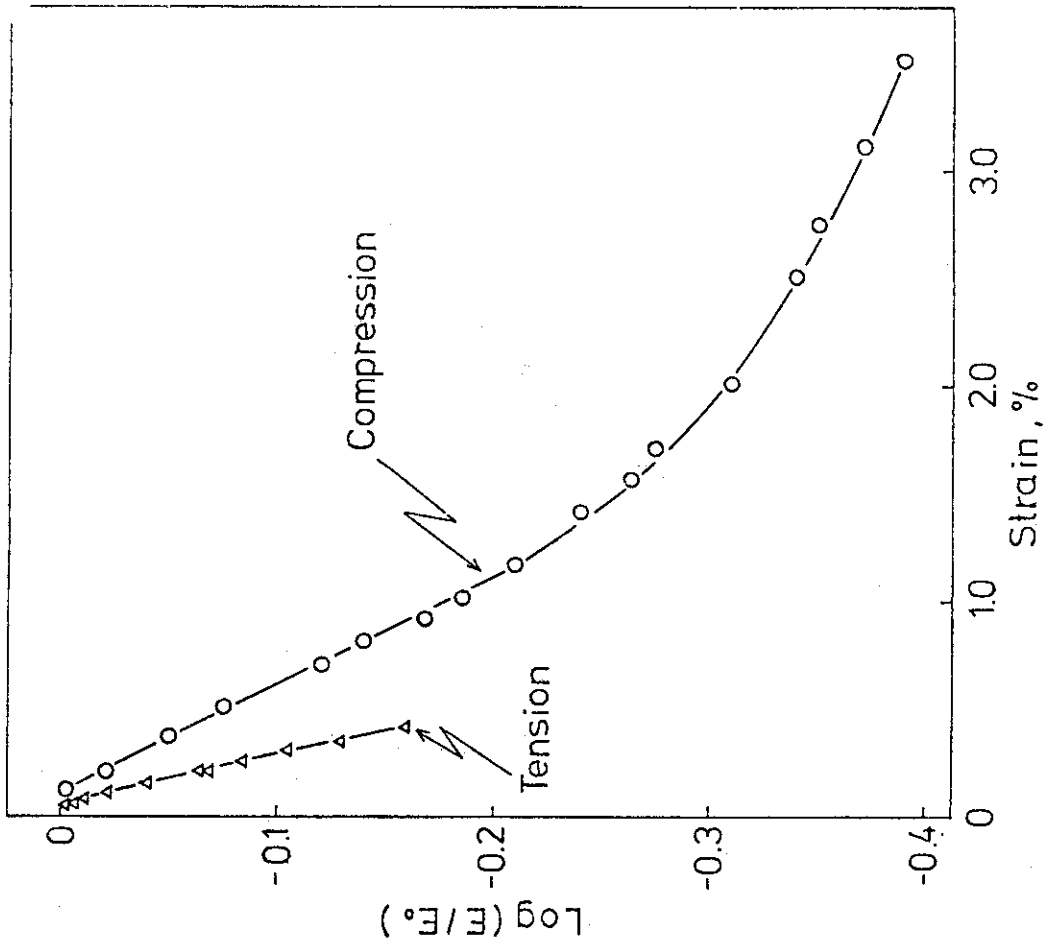


Fig.10 (b) Logarithmic relative-Young's modulus vs strain curves for IG-11 graphite.

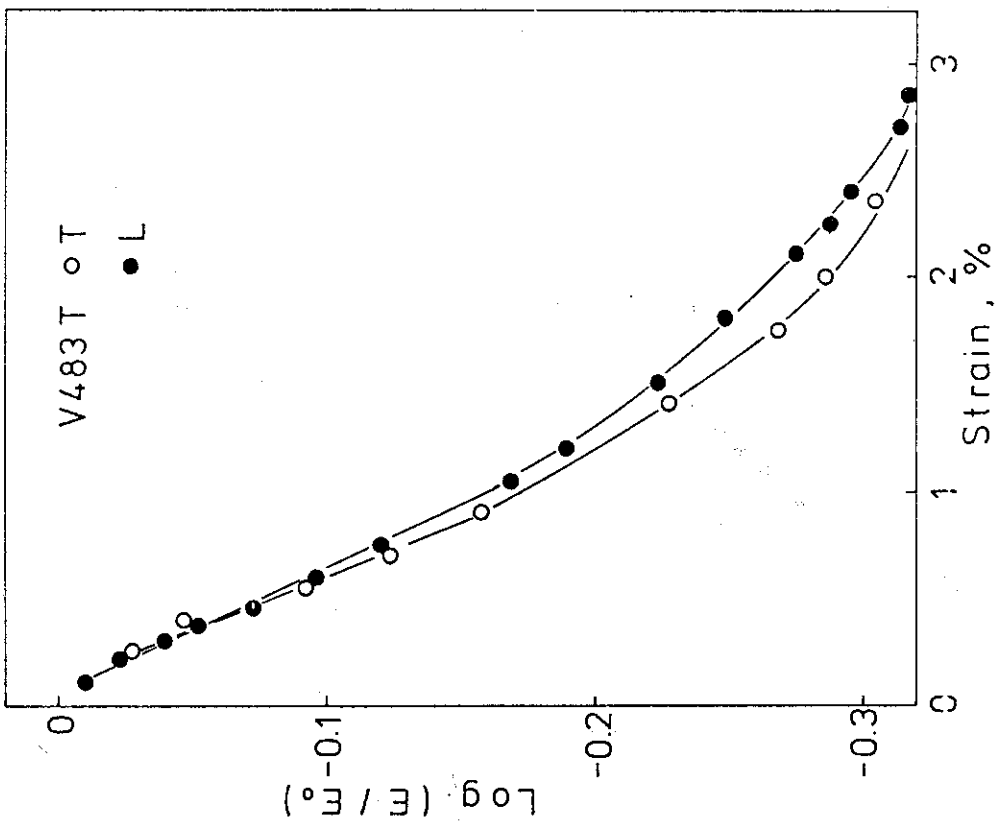


Fig.10 (a) Logarithmic relative-Young's modulus vs strain curves for V483T graphite.

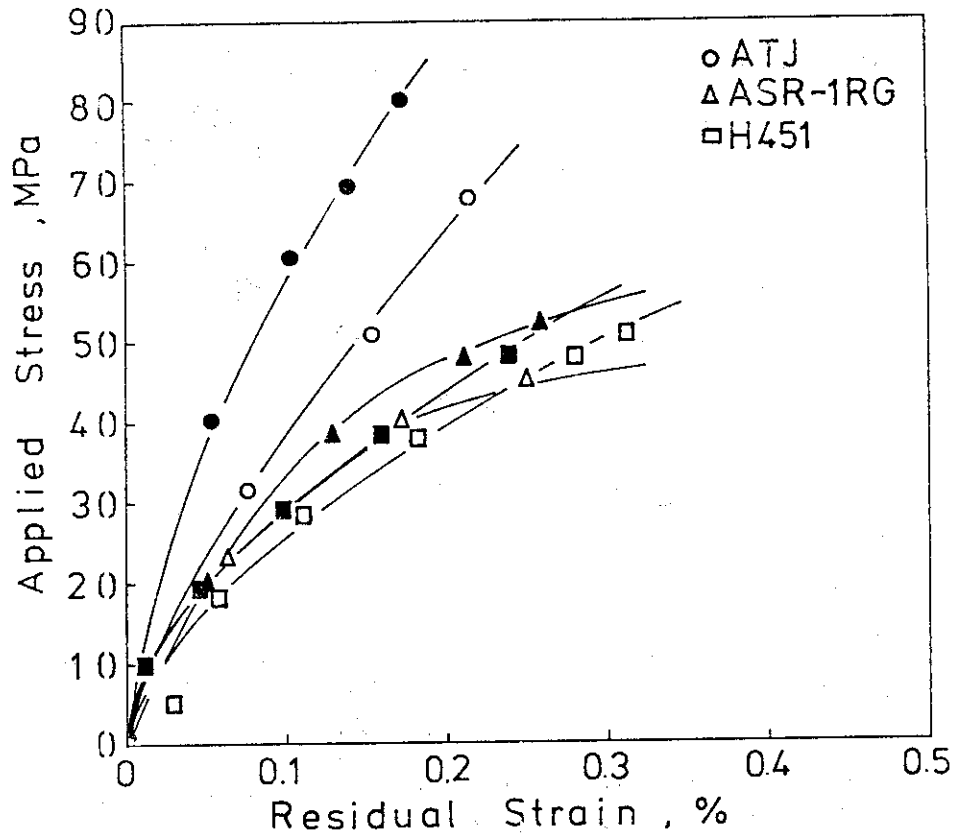


Fig.11 (a) Applied stress vs plastic strain diagram showing the effect of applied stress on the increase in plastic strain for anisotropic graphites.

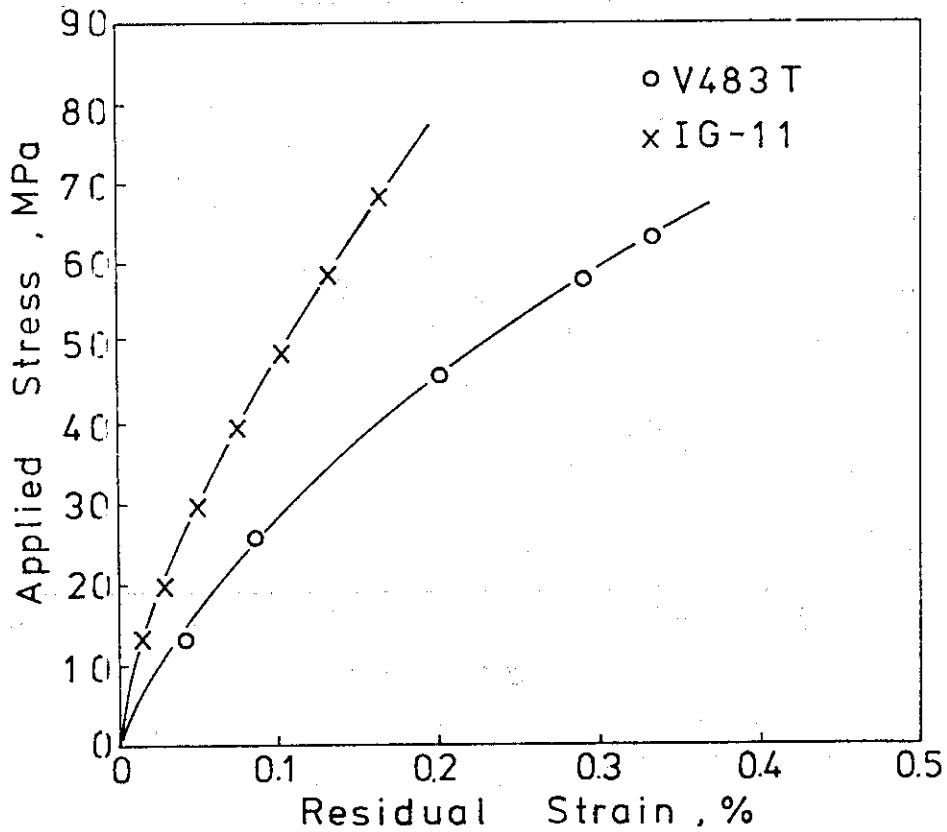


Fig.11 (b) Applied stress vs plastic strain diagram for anisotropic graphites.

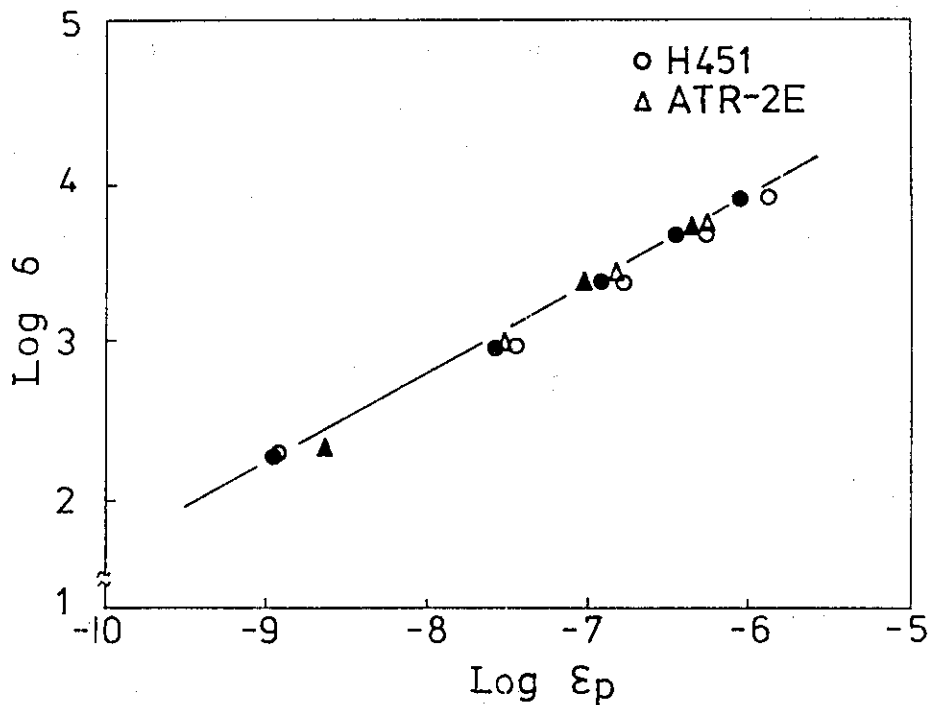


Fig.12 (a) Logarithmic applied stress vs strain diagram for anisotropic graphites.

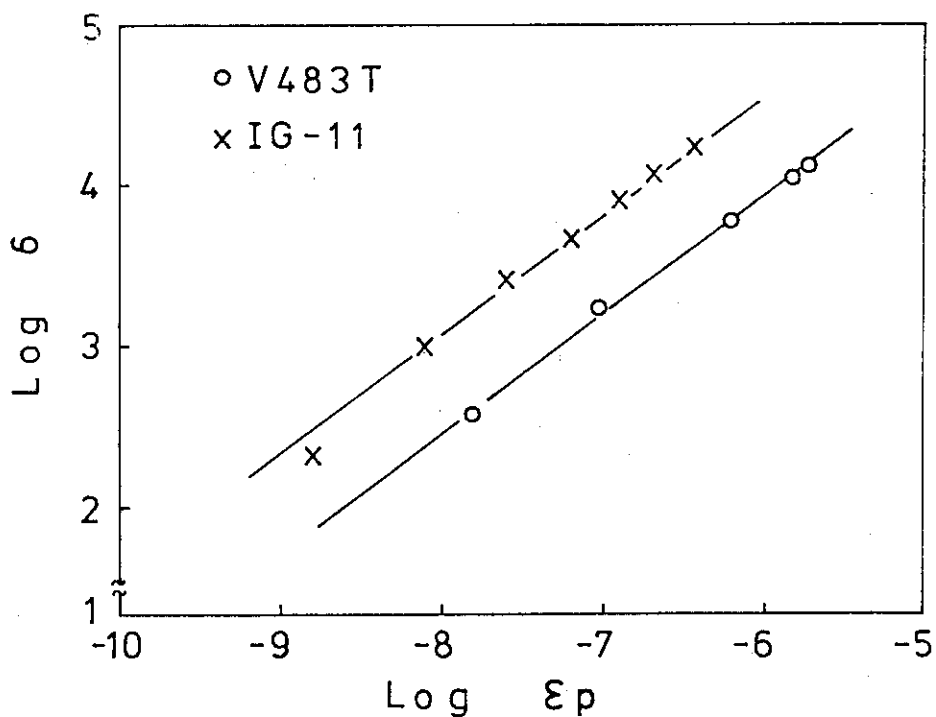


Fig.12 (b) Logarithmic applied stress vs strain diagram for isotropic graphites.

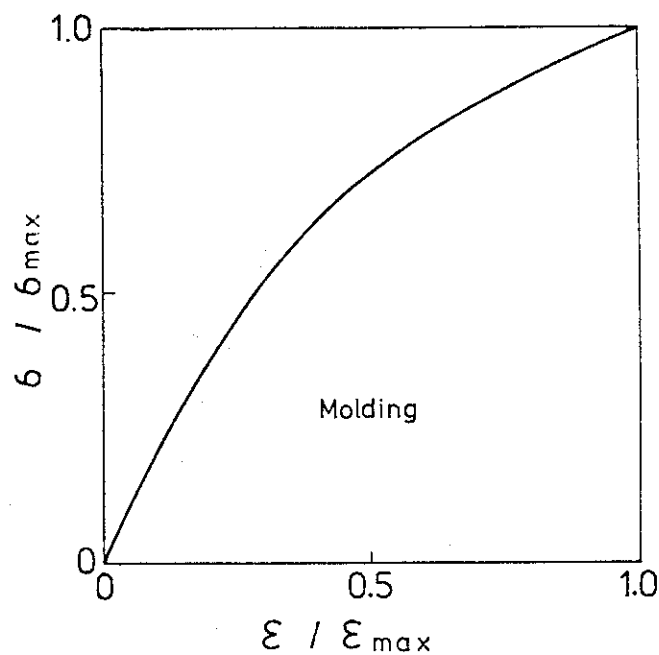
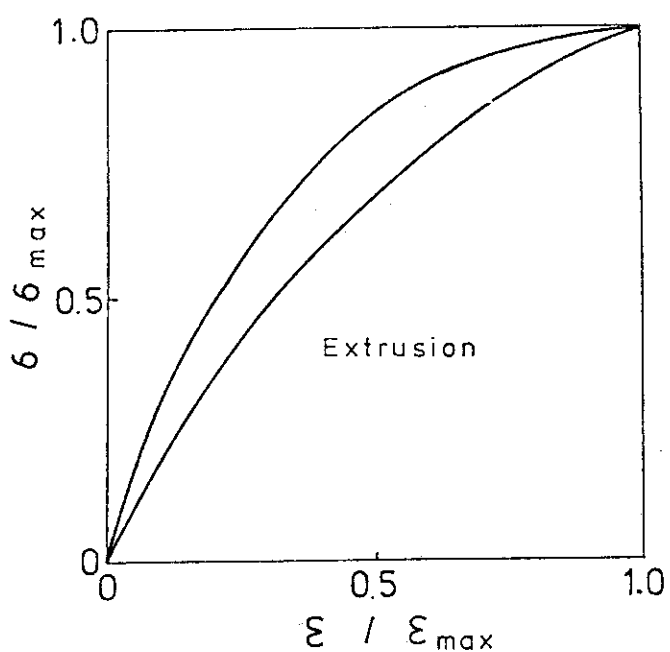


Fig.13 (a) Normalized stress-strain curve for extruded graphites.

Fig.13 (b) Normalized stress-strain curve for molded graphites.

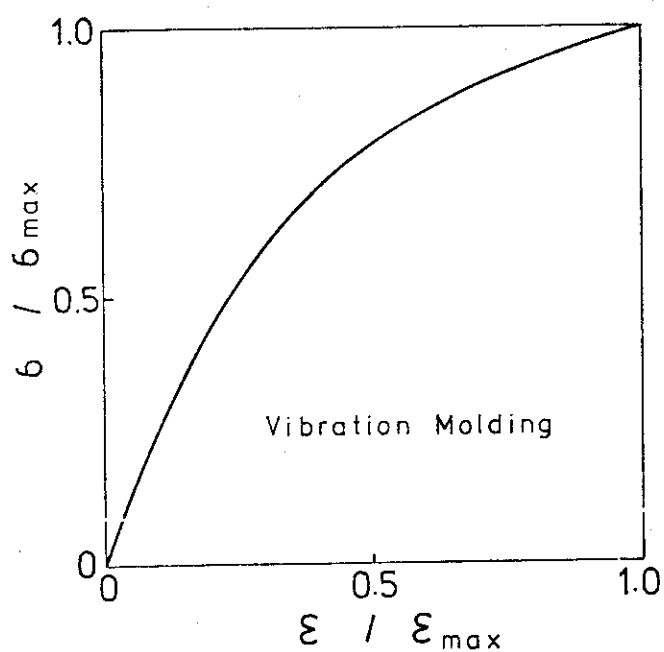


Fig.13 (c) Normalized stress-strain curve for graphites produced by vibration molding.

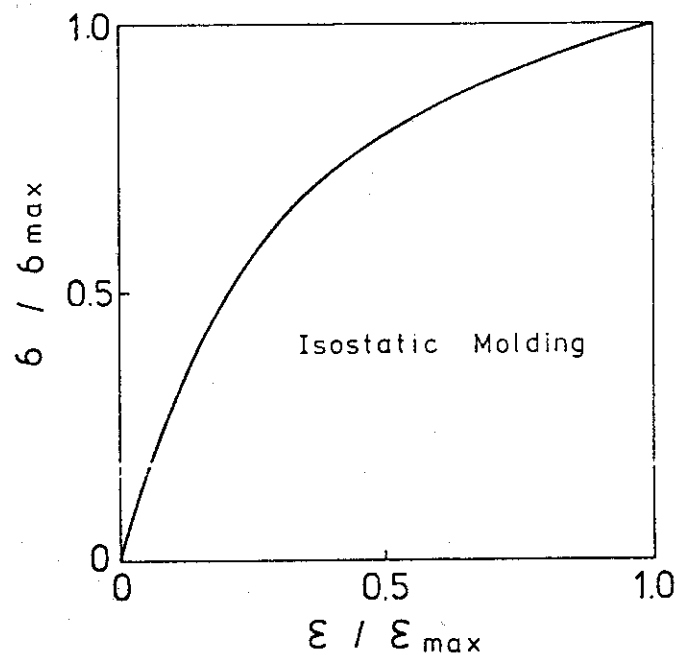


Fig.13 (d) Normalized stress-strain curve for isotropic graphites produced by isostatic pressing.

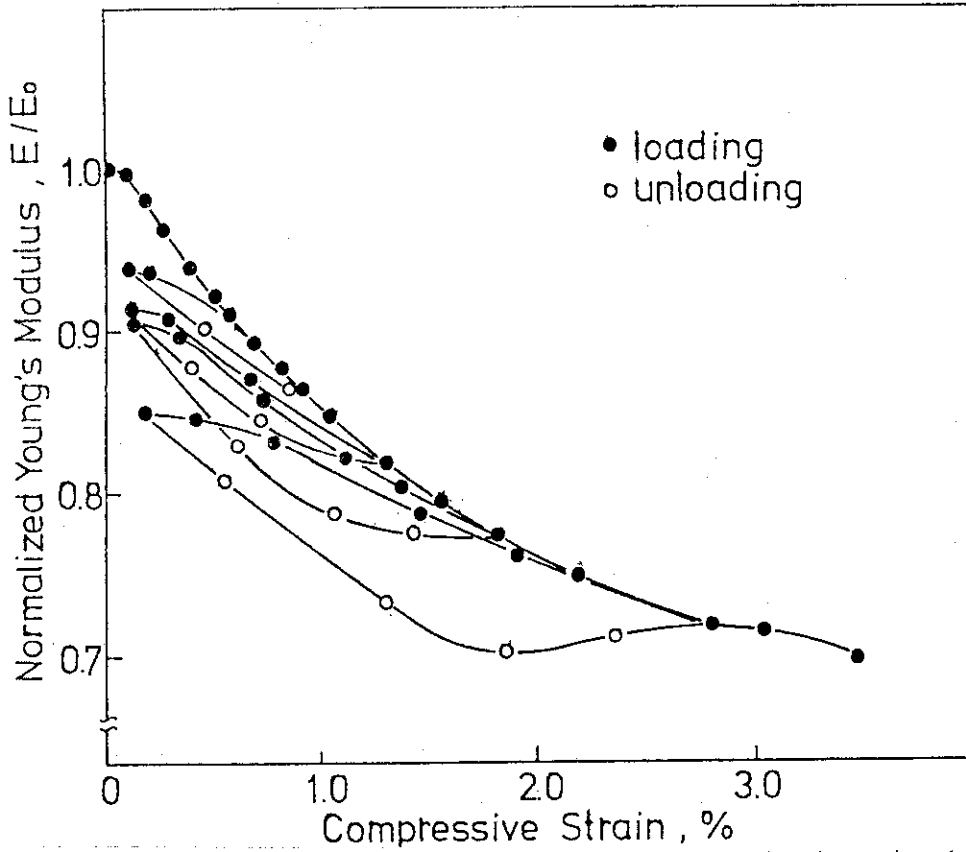


Fig.14 Normalized Young's modulus vs strain diagram showing the decrease in Young's modulus under compressive stressing for IG-11 graphite.

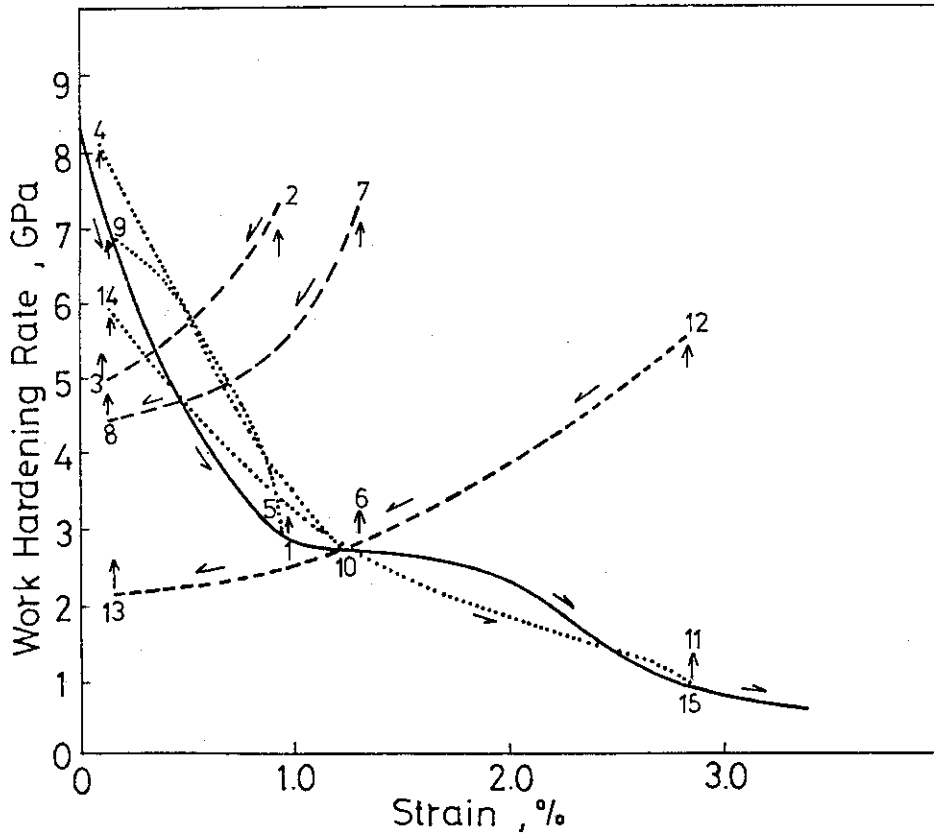


Fig.15 Work hardening rates vs strain curves for IG-11 isotropic graphite.

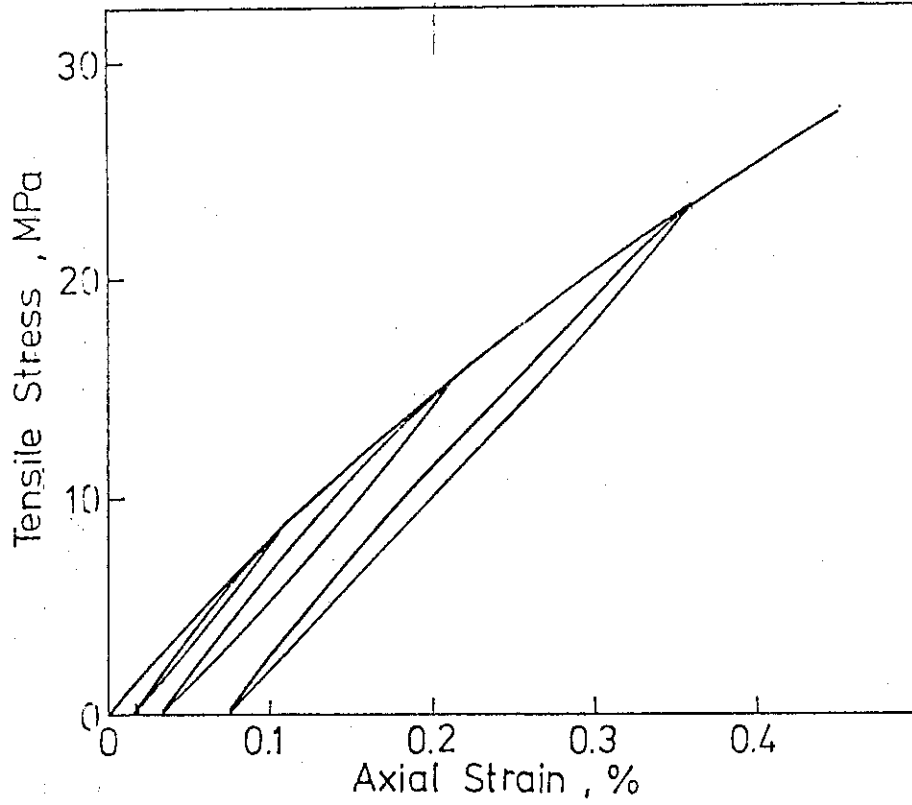


Fig.16 Stress-strain curve obtained from tensile tests for IG-11 graphite.

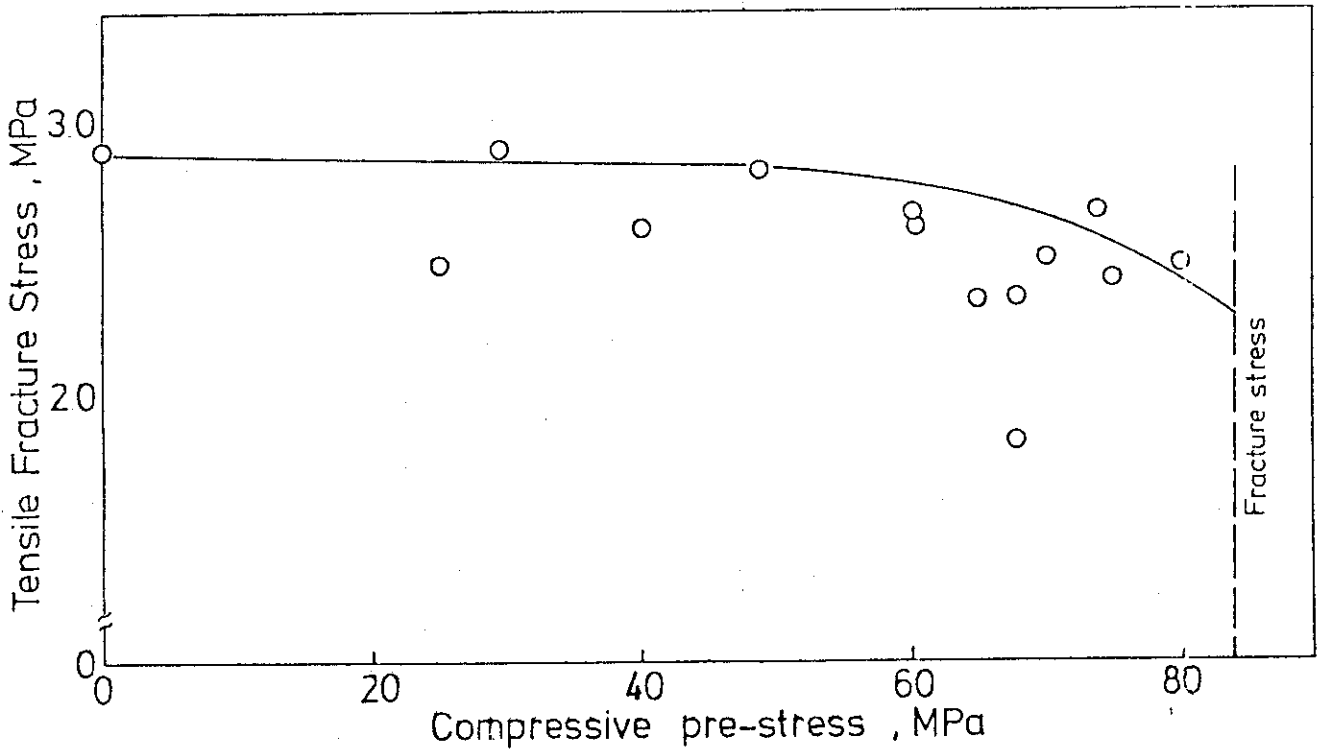


Fig.17 Tensile strength vs pre-compressive stress diagram showing the effect of pre-compressive stress on tensile strength for IG-11 isotropic graphite.