

プラスチックの 実用強さと耐久性

2

本間 精一*

1. 強さの概念

広義の意味で、「強さ」の概念としては破壊強さ、破壊伸び、弾性率、衝撃強さ、耐熱強さや弾性率、長時間荷重下の強さ、疲労強さなどさまざまである(表1)。これらの強さをすべて兼ね備えているプラスチックは存在しない。製品の要求条件にあわせて、プラスチック材料を適切に使分けることが大切である。

(1) 静的強さ

「引張強さ」についてみると、降伏強さ、破断強さ、弾性率(ヤング率、縦弾性係数)、伸びなどがある。弾性率は、力を加えたときの変形のしやすさを示す指標であり、「剛性」とも呼ばれる。製品設計的には、引張強さは大きいほうが望ましい。弾性率は伸びに対し直線性を示す範囲が広い、つまり、フックの弾性範囲が広い方が好ましい。一方、伸びは少ないほうが、変形量は少ないので設計しやすいが、衝撃に対するエネルギー吸収は小さくなるので、衝撃強さは低くなる傾向がある。

(2) 長時間強さ

長時間強さとしては、クリープ破壊強さや疲労強さがある。クリープは、長時間荷重を負荷した場合の破壊強さであり、粘弾性挙動が関係する。疲労は繰り返し荷重を負荷した場合の破壊強さである。静的強さの大きい材料が、これらの長時間強さも大きいとは限らない。たとえば、PCの引張強さは高いが、疲労強さは低い値を示している。

(3) 耐熱強さ

プラスチック成形品の強さを考える場合、高い温度まで強さや弾性率が高い値を保持する材料が好ましい。一連のエンジニアリングプラスチックは、高

表1 強さの概念

分類	項目
静的強さ	引張降伏さ、引張破壊強さ、引張降伏伸び、引張破断伸び、引張弾性率(ヤング率、縦弾性係数)
	曲げ強さ、曲げ弾性率
	せん断強さ、せん断弾性率
	圧縮強さ、圧縮弾性率
長時間強さ	クリープ破壊強さ(クリープラプチャ)、クリープ変形
	ストレスクラック
	疲労強さ
耐熱強さ	強さ、弾性率の温度特性 クリープ破壊強さの温度特性 疲労強さの温度特性
衝撃強さ	各試験規格による衝撃強さ
化学的雰囲気における強さ	ソルベントクラック 薬品による膨潤、溶解 分解による劣化
環境劣化	熱劣化、紫外線劣化、オゾン劣化、放射線劣化

い温度までこれらの特性が低下しにくいことに特長がある。強さの温度特性については、結晶性樹脂と非晶性樹脂で傾向が異なる。結晶性樹脂では、温度が上がると、結晶の融点近くまで、強さは徐々に低下する傾向がある。一方、非晶性樹脂では、ガラス転移温度まで比較的なだらかな低下を示し、 T_g 以上では急激に低下する傾向がある。

(4) 衝撃強さ

衝撃強さは、材料が破壊するまでに吸収するエネルギーの大きさを示すものであり、静的強さや長時間強さとは異なった挙動を示す。衝撃強さは、試験規格による測定値で評価することが多いが、実際には荷重の大きさ、衝撃時のひずみ速度、応力集中、

* Seiichi HONMA, 本間技術士事務所 所長
〒254-0811 神奈川県平塚市八重咲町19-23

表2 分子鎖の特性と樹脂例

タイプ	分子鎖	ポリマーの代表例
分子の回転性のよい分子鎖	エーテル結合 —O—	ポリアセタール (ホモポリマー) $(-CH_2-O-)_n$
	アミド結合 	ポリアミド6 $(-C(=O)-NH-(CH_2)_5-)_n$
	エチレン結合 —CH ₂ —CH ₂ —	ポリエチレン $(-CH_2-CH_2-)_n$
	チオ結合 —S—	ポリフェニレン サルファイド
立体障害性の大きい分子鎖	芳香環 	ポリフェニレンエーテル $(-C_6H_4-O-C_6H_4-)_n$
	脂肪族鎖 (側鎖) —R	ポリメチルペンテン (TPX) $(-CH_2-CH(CH_2-CH(CH_3)_2)-)_n$
	ハロゲン基 —Cl, —Br	ポリ塩化ビニル $(-CH_2-CHCl-)_n$
	ベンゾイミド鎖 	ポリイミド (ユービレックス) $(-N-C(=O)-C_6H_4-C(=O)-N-C_6H_4-C(=O)-)_n$

にした材料設計について述べる。

2. 分子構造と強さ

熱力学では、化学反応の自発性を示すギブスの自由エネルギーの変化 ΔG は、以下の式で示される。

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad \dots\dots\dots (2-1)$$

ΔH はエンタルピーの変化、 T は絶対温度、 ΔS はエントロピーの変化である。

(2-1)式は物質が固体から液体に相変化する場合にも適用できる。融点では固体から熔融体へ相変化する点であるので、 ΔG は正から負に変化する点であるので、 ΔG は0である。したがって、(2-1)式から

$$T_m = \Delta H / \Delta S \quad \dots\dots\dots (2-2)$$

となる。

ポリマーは多分子性であるため、(2-2)式をそのまま適用することには若干のむらがあるが、結晶性ポリマーでは、結晶の融点でかなりシャープな相変化を示すので、この式を当てはめることができると言われている。ポリマーの分子構造と対応させて考えると、(2-2)式で、 ΔH は分子間の結合エネルギーの変化に対応するものであり、 ΔS は分子の動きやすさに対応すると考えられる。このような基本的考え方のもと

製品の幾何学的形状、温度などによって変化することに注意しなければならない。

(5) 化学的雰囲気下における強さ

薬品などと接触する条件下では、プラスチックの強さは、それぞれ異なった挙動を示す。これは、ポリマーの分子構造に起因するため、接触する薬品によって、劣化が促進されたり、膨潤、溶解されたり、溶剤クラックが発生したりすることによって、強さは低下する。

(6) 材料劣化

プラスチックは、熱、紫外線、水分、オゾン、放射線などによって劣化する傾向がある。プラスチックの劣化についても、ポリマーの分子構造によって、異なった挙動を示す。

上述の強さの概念について、化学的雰囲気や材料劣化については後の項で述べるので、以下では静的強さ、長時間強さ、衝撃強さ、耐熱強さなどを前提

に、ポリマーの強さの発現機構を考えてみる。

ポリマーは繰返し単位とこれをつなぐ結合から構成され、これらの分子構造によって、ポリマーの基本的特性は決まる。ポリマーの強度を発現させる機構としては、次の3つがある。

結晶性ポリマーの強さ発現機構は、分子がきちっと折りたたまれた結晶構造をとることによって、分子間の結合力を高めている。結晶構造をとるためには、熔融状態から冷却する過程で、分子が動きやすいことが必要条件の1つである。つまり、分子骨格に回転性のよい分子鎖を有していることが必要である。

非晶性ポリマーでは、ポリマー主鎖の運動が停止するガラス転移温度 (T_g) 以下で強さを発現する。つまり、ポリマー分子がかさばった構造をとると、分子鎖の回転性は悪くなり、 T_g が高くなるため、高い温度領域まで強さを保持できる。

液晶ポリマーは、基本的には結晶性ポリマーであるが、熔融状態においても部分的に結晶状態を保つものであり、成形すると、この結晶セグメントが自己補強効果を発揮して高い強さを発現する。

ポリマーを重合する段階で決まるポリマーの分子構造は、化学式で示される分子骨格だけではなく平均分子量、分子量分布、分岐構造、架橋構造、分子の立体規則性なども関係する。

2-1. 分子骨格

ポリマーはそれぞれ固有の分子骨格をもっている。分子骨格は、基本的には、原料であるモノマーの種類や組み合わせに基づく繰返し単位と、これらをつなぐ分子結合鎖などから構成される。特に、結合鎖は、ポリマーの特性に大きく影響する。

分子骨格は化学式で表されるので、化学に関係のない人には敬遠されがちである。しかし、化学式は、ある意味では人の表情のようなものであり、その形をみるとそのポリマーのおおよその性質がわかるものである。

表2は、ポリマーの分子構造とその特長を示したものである。同表からわかるように、エーテル結合、アミド結合、エチレン結合、チオ結合などは、回転性のよい結合であるので、立体障害性を及ぼす主鎖または側鎖がない場合には、分子自体の回転性がよく結晶構造を取りやすい。ポリアセタール、ポリアミド6、ポリアミド66などがその例である。

脂肪族鎖、ベンゼン環、ハロゲン基、脂肪族環などは、かさばった構造であり、立体障害性のため分

子の回転性を悪くする。このような例としては、ポリカーボネート、ポリサルホン、ポリフェニレンエーテルなどがある。

分子骨格に回転性のよい結合と立体障害の大きい分子鎖を有する分子構造は、結晶化と立体障害の両方の効果を兼ね備えることによって、耐熱強さを発現させる。ポリアミドMXD6、半芳香族ポリアミド、ポリアミド樹脂などがある。図1に、ナイロン9Tの例を示す。

2-2. 平均分子量、分子量分布

平均分子量が大きくなると、分子鎖長は長くなり分子間の絡み合いがしやすくなるので、強さは大きくなるのが予想できる。

一般に、平均分子量 \bar{M} と引張破壊強さ σ_B の間には、次の関係がある。

$$\sigma_B = A - \frac{B}{\bar{M}} \dots \dots \dots (2-3)$$

ただし、 A, B は定数である。

(2-3)式は、分子末端基が引張特性に悪影響する欠陥として作用するとの考え方に基づき導かれた式である。平均分子量が大きくなると、破壊強さは指数曲線的に大きくなり、その後は徐々に一定の値に近づくことを示している(図2)。逆に、ある平均分子

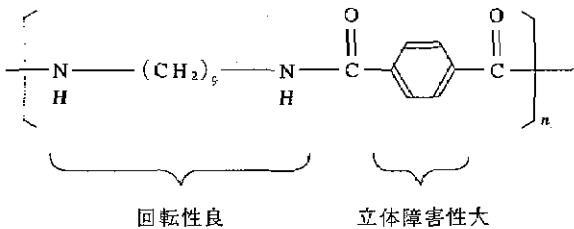


図1 半芳香族ナイロン9Tの分子構造

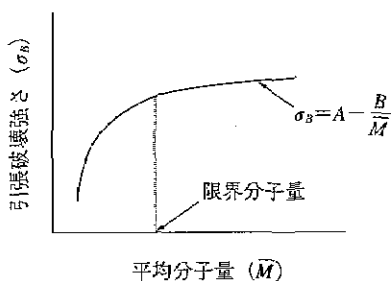


図2 平均分子量と引張破壊強さ

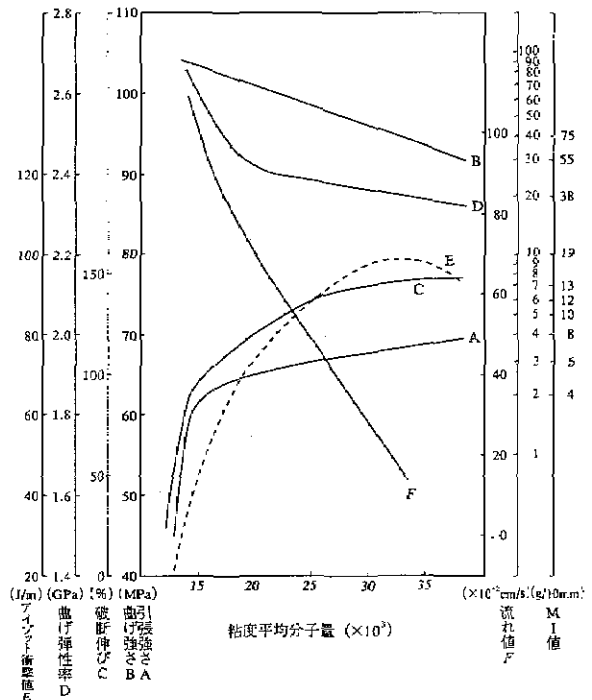


図3 ポリカーボネートの粘度平均分子量と物性

(a) 高密度ポリエチレン (HDPE)



(b) 低密度ポリエチレン (LDPE)

図4 ポリエチレンの分子形態

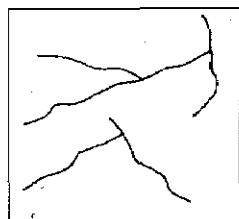


図5 PPSの分岐構造 (架橋構造)

量以下では、急激に強さが低下する、いわゆる限界分子量が存在することを示している。

一方、平均分子量が高くなると、成形加工性（流動性）が悪くなる。実際のプラスチックでは、成形加工性からの上限值と強さを発現しうる下限値（限界分子量）の間で、適切な平均分子量の範囲が存在し、この間で成形材料として使用されている。

図3は、PCの粘度平均分子量と各種の強さや流動性との関係である²⁾。粘度平均分子量では、 2.0×10^4 前後を境に引張強さ、伸び、衝撃強さが急に低下することがわかる。一方、流動性は、平均分子量の増大につれて低下する。PCは限界分子量と成形可能な分子量の範囲が比較的狭い樹脂であるが、一般的には限界分子量に対し成形加工可能な分子量の範囲が広いので、限界分子量よりもかなり高い分子量の材料が実用に供されている。

分子量分布については、流動性やメルトストレングスなどの成形加工性については関係するとの報告はあるが、強さとの関係はそれほど明確ではない。通常の重合で反応されたポリマーの分子量分布は、正規分布を示し、重合条件によって分布が広がったり狭かったりするが、この程度の違いでは、強さにはそれほど影響しないようである。意図的に高分子画分を増やした分布にすると、引張り伸びや衝撃強さは大きくなる傾向はある。これは、単純に低分子量画分の影響が少なくなったことによるものと考えられる。

表3 HDPEとLDPEの物性比較

項目	ASTM 試験法	HDPE	LDPE
結晶化度 (%)	—	85~95	40~65
密度 (10^3 kg/m^3)	D 792	0.94~0.96	0.92~0.93
引張強さ (MPa)	D 638	22~30	10~20
引張破断伸び (MPa)	D 638	600~1,000	100~1,000
曲げ弾性率 (MPa)	D 790	600~1,200	170~500
衝撃強さ (kJ/m^2)	D 255	210~220	破壊せず

表4 分岐型PPSと直鎖型PPSの物性比較

項目	分岐型	直鎖型
荷重たわみ温度 ($^{\circ}\text{C}$)	135	120
1.80 MPa		
曲げ強さ (MPa)	110	140
曲げ弾性率 (MPa)	4,000	3,500
アイゾット衝撃強さ (kJ/m^2) (ノッチなし)	15	25

2-3. 分岐、架橋

ポリマーに分岐構造や架橋構造を導入すると、分子間の動きが拘束されるので、引張り、曲げなどの強さは向上するといわれているが、それぞれのポリマーでは他の要因も加わるので、必ずしも強さは向上するわけではない。

図4は、ポリエチレン (PE) の分岐構造である。高圧法より製造されたPE (LDPE) は長鎖分岐構造を有するため、分子の動きが制約される。このため結晶化度が低く、密度も小さい。これに対し、低圧法によるPE (HDPE) は直鎖状であり、結晶化度も高く、密度は大きい。表3に、LDPEとHDPEの物性比較を示す。同表からわかるように、分岐構造を有するLDPEの強さは、むしろHDPEより低い値を示している。つまり、分岐構造による分子間の動きの拘束よりは、結晶化のしやすさのほうが、強さに大きく影響していると考えられる。ただ、結晶化度が低いため、衝撃強さはLDPEのほうが高い値を示している。

PPSは一般には架橋構造といわれているが、完全な架橋構造ではなく、図5に示すように、長鎖分岐構造といわれている³⁾。PPSは当初、分子量の比較的低いポリマーを作り、これを空気雰囲気下で熱処理して分子量を増大させて分岐型ポリマーを得てい

た。最近では、重合工程で直接高分子量のポリマーを合成できるようになった。これが直鎖型 PPS である。表 4 に、分岐型と直鎖型 PPS の物性を示す³⁾。この表においても、曲げ強さや曲げ弾性率はほとんど差は認められない。荷重たわみ温度は分岐型 PPS のほうが高い値を示している。また、衝撃強さは、直鎖型 PPS のほうが高い値を示している。

2-4. 立体規則性

ポリマーの立体規則性を制御することによって、ポリマーの強さを向上できる。結晶性ポリマーでは、立体規則性を制御することで、結晶化度の高いポリマーを得ることができる。非結晶ポリマーでも、立体規則性を制御することで、結晶性を付与でき、強さの向上に結びつく。これらの制御は、重合触媒の開発によって可能になったことはよく知られている。

ポリプロピレン (PP) は、メチル基を側鎖にもつポリマーである。側鎖の各メチル基の結合している方向によって、図 6 に示すようなアイソタクチック、シンジオタクチック、アタクチックの 3 種がある⁴⁾。この中で、側鎖がランダムに配列しているアタクチック型は、結晶化度は低く、ポリマーとしての性能は低い。チーグラーナツタ触媒のもとで重合することによって、アイソタクチック型で、結晶化度の高いポリマーが作られている。一方、最近では、メタロセン触媒によって、アイソタクチックやシンジオタクチックポリマーも実用化されている。非晶性ポリマーであるポリスチレン (PS) でもメタロセン触媒を用い、結晶性のシンジオタクチックポリマーが得られている。従来の PS に比較すると、シンジオタクチックポリマーは結晶化することによって強さが向上し、エンブラの仲間入りをしている。

2-5. 分子末端

通常、ポリマー 1 分子に末端は 2 個であるので、ポリマーの強さへの影響は少ない。しかし、不安定な分子末端がポリマー中に存在すると、成形時或使用段階で熱分解して、強さが低下することがあるので、重合段階で分子末端を安定化することは重要な技術の 1 つである。

3. 高次構造と強さ

成形加工の段階で形成される高次構造としては、分子配向や結晶構造がある。これらの高次構造によっても、プラスチックの強さは変化する。

3-1. 分子配向

射出成形過程では、分子配向は図 7 のように、キ

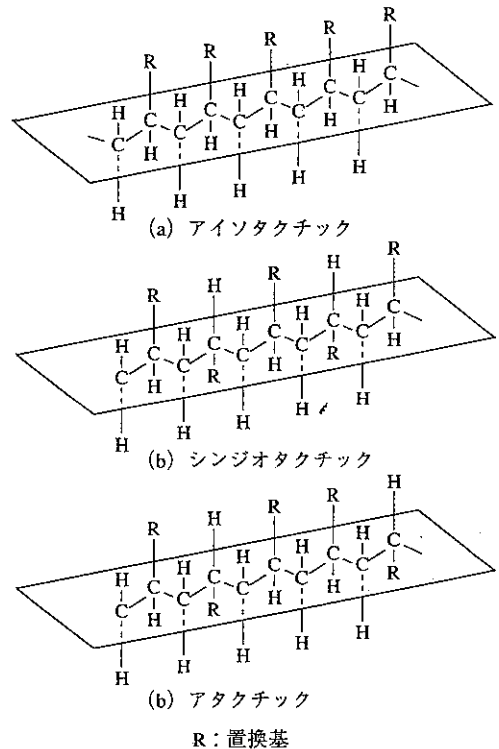


図 6 ポリマーの立体規則性

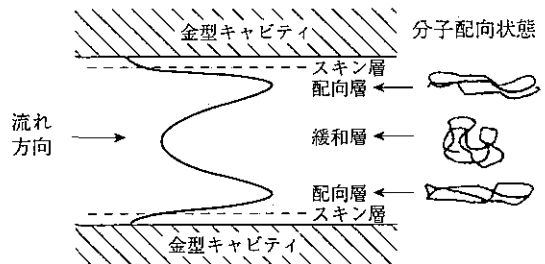


図 7 射出成形キャビティ内での分子配向状態

ャビティと接触した樹脂は冷えて固化層となり、固化層と内部の流動層の間で、せん断力が発生し、これによって分子は配向する。表 5 は、ポリスチレンを用い、分子配向させた試料について、複屈折、引張強さや伸び、アイゾット衝撃強さを調べた結果である⁵⁾。同表で、複屈折の値は、分子配向の大きさを表す指標とみてよい。分子配向に垂直に応力を加えた場合より、平行に応力を加えた場合の方が、引張強さ、破断伸び、衝撃強さともに高い値を示している。つまり、配向方向の強さは高い値を示している。ただ、強さに異方性が生じることは、設計上は注意すべき点である。

射出成形においては、分子配向は成形工程で非意

表5 配向したポリスチレンの力学的性質*

複屈折 $\Delta n \times 10^4$	引張強さ (psi)		破壊伸び (%)		アイゾット 衝撃強さ	
		⊥		⊥		⊥
1.1	3,940	3,440	2.4	1.8	0.24	0.22
4.3	5,340	4,240	3.1	2.1	0.32	0.21
9.1	6,320	4,110	3.9	2.6	0.36	0.20
16.3	7,550	4,140	4.2	1.9	0.65	0.21
25.4	7,640	3,710	5.0	1.8	1.36	0.18
30.9	7,590	2,630	6.8	1.3	—	—
41.4	8,660	3,440	5.2	2.1	1.54	0.23
51.8	10,170	4,550	4.4	2.5	1.58	0.18
53.7	8,440	1,290	7.0	0.7	—	—

* Jackson, G. B., Ballman, R. L., *Soc. Practics. Eng. J.*, 16, No. 10, 1147 (1960)

|| 分子配向に平行に応力を加えたとき
⊥ 分子配向に垂直に応力を加えたとき

図的に起こるが、押出成形では、ある方向の強さを意図的に高めるために、延伸をかけることが行われる。図8はPPのモノフィラメントの延伸倍率による強さの変化である⁹⁾。延伸処理は赤外線加熱により130°Cで、一段延伸した場合である。モノフィラメントの弾性率や強さは延伸倍率とともに高くなるが、破断点伸びは延伸倍率とともに小さくなる。結節強さも同様に低下する傾向がある。

3-2. 結晶構造

図9はポリマーの溶融状態と結晶化した状態を示している⁷⁾。溶融状態では、分子鎖はランダムコイルの状態をとっており、お互いに入り組んだ絡み合いを多数形成している。溶融体が冷却過程で結晶化する場合、分子鎖は絡み合い点をすりぬけて結晶化することはできず、鎖全体としてはほとんど動かず、部分的に結晶化が進む。その際、絡み合い点は結晶中にはいることができないので、結晶表面に押し出され、非晶部を形成すると考えられている。結晶部を構成する球晶は螺旋転移によって生じた多層ラメラが中心となって発達したものとされる。ポリマーは多分子性のため、一次結晶と2次結晶を伴いながら球晶は成長する。一般に球晶サイズの大きい材料は固くて脆い、小さな球晶からなる材料は柔らかくて粘り強いといわれている。

しかし、強さに関しては、球晶内のラメラサイズ、結晶化度、球晶間構造なども関係する。特に、球晶間の非晶部は強さの弱点になることが予想される。ポリエチレンに関する実験では、球結晶間にリングフィブリル(またはタイ分子)が多数存在すること

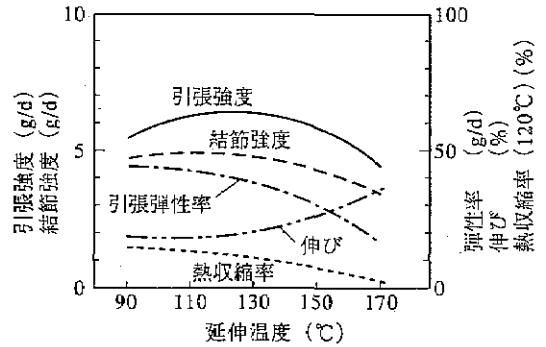


図8 PPモノフィラメントの延伸温度と性質(ノズル:1mmφ, 太さ:500d, 延伸倍率=7)

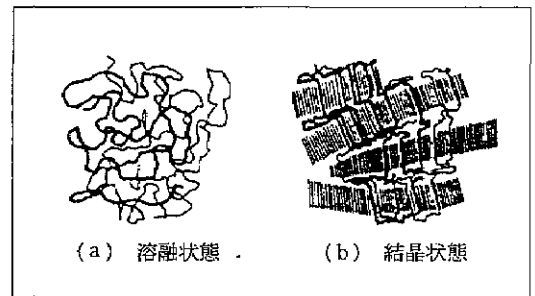


図9 結晶性ポリマーの溶融状態と結晶状態

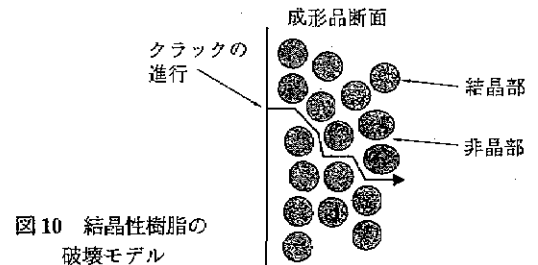


図10 結晶性樹脂の破壊モデル

が確認され、これが強さの向上に寄与しているといわれる。

このように、結晶性ポリマーは結晶部と非晶部からなっている。したがって、結晶化度によって強さは左右される。さらに、結晶の方向も応力方向に関してばらばらであること、また、多くの結晶性ポリマーのガラス転移温度は、室温より低いところにあるので、非晶部は、分子運動をしている状態であることなどから、実際の成形品の強さは低い値をとることになる。結晶部は、強固な結晶構造であるため、破壊強さや弾性率は高い値を示すが、実際の成形品では結晶部と非結晶部が存在するので、強さは結晶部だけの強さより低い値になる。結晶性ポリマーに

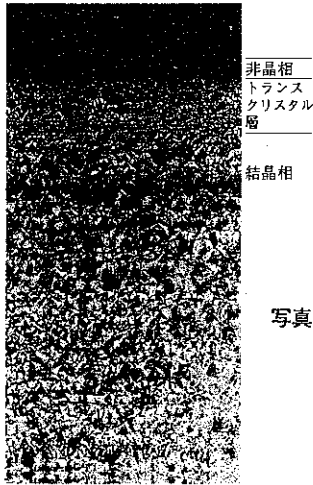


写真1 ポリアセタール（ユピタール）の断面写真（金型温度 80°C，偏光顕微鏡 400 倍）

図12 エンプラの曲げ弾性率・温度特性⁹⁾

おける破壊の進行は、図10のようであり、結晶部を回避しながら進行すると考えられる。したがって、結晶部の占める割合である結晶化度によって、強さは変化することが予想される。また、衝撃強さは、分子運動している非晶部の効果が大きく、結晶化度が低いほうが衝撃強さは高くなる。

実際の成形品では、成形条件の影響が加わるので結晶状態はさらに複雑になる。射出成形品では、溶融樹脂がキャビティに射出されると、キャビティ壁面で急冷されるので、キャビティ接触面近傍層は非晶層となり、内部層は結晶化する構造になる。たとえば、POM 射出成形品断面の結晶化状態を偏光顕微鏡で観察すると、写真1のとおりである。成形品の表面層には非晶層が認められ、その下にはトランスクリスタル層という粗い球晶層が存在する。さらに、中心部は高度に結晶化した緻密な球晶が認められる。

4. 強化材料

4-1. 強化原理と実際の強さ

短繊維で強化した材料について、強化材料の強さ σ_c は、複合則によれば、次式で示される⁹⁾。

$$\sigma_c = \sigma_m \cdot (1 - V_f) + R \cdot C \cdot \sigma_f \cdot V_f \quad \dots\dots (3-1)$$

ここで、 σ_m ：マトリックスの強さ

σ_f ：強化材の強さ

V_f ：強化材の体積分率

$$R = (1 - \sigma_f / 4\tau \cdot d / l)$$

C ：繊維の配向度

τ ：界面のせん断強さ

(3-1)式からわかるように、強化材料の強さと各要

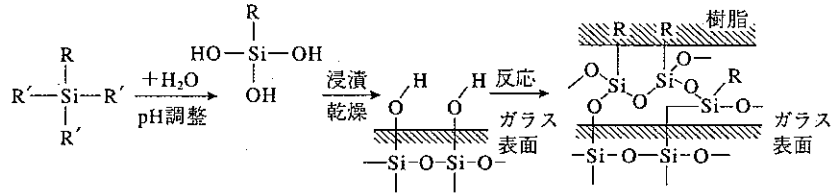
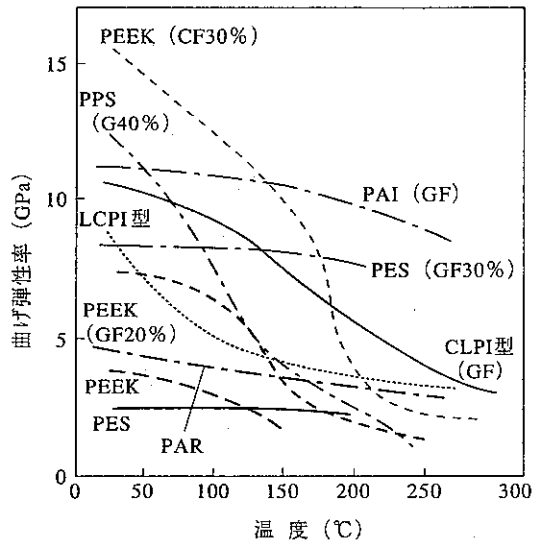


図11 表面処理剤の接着反応機構



因の間には、次の関係がある。

- ①強化材の含有量が増えると強さは大きくなる。
- ②強化材の強さは大きい方が強さは大きくなる。
- ③強化材と樹脂の接着強さが大きいと強さは大きくなる。
- ④アスペクト比 (l/d) が大きくなると強さは大きくなる。
- ⑤応力方向に対する繊維の配向方向によって、強さは変化する。

ところで、実際の成形材料としては、①に関しては、含有量が増えると強さは向上するが、成形加工性（流動性、熱安定性、スクリュやシリングの摩耗など）が悪くなるので限界はある。一般的には、重量含有率で30%程度が標準である。強化材との親和性のよいPAなどでは、50~60%程度まで可能である。③については、一般に樹脂と繊維の接着性はよくするため、カップリング剤が用いられる。ガラス繊維の場合はシラン系カップリング剤でコートしたガラス繊維が用いられる。樹脂とガラス繊維の接着機構を図11に示す。

つまり、水酸基はガラスのOHと反応し、R基は

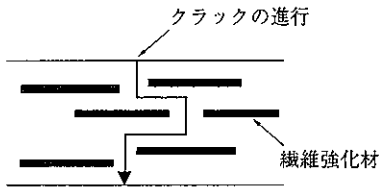


図13 繊維強化材料の破壊モデル

ポリマーと相容することによって接着性が得られる。④のアスペクト比(繊維長さ/繊維径)については、繊維長が長く、径は細いものが補強効果は大きい。⑤の配向度については、成形段階における型内で繊維配向に関係するものである。これについては、次項で述べる。

一方、弾性率 E_c についても、(3-1)式と同様に次式で示される。

$$E_c = E_m \cdot (1 - V_f) + R \cdot C \cdot E_f \cdot V_f \dots \dots \dots (3-2)$$

ここで E_m : マトリックスの弾性率

E_f : 強化材の弾性率

その他の項は式(3-1)に同じ。

(3-1)式および(3-2)式から、強化材の破壊強さや弾性率は、温度が高くなってもほとんど低下しないので、強化材料としては高温側まで高い値を保持するようになる。強化材料の特長は、耐熱強さ・弾性率の向上にある。図12に各種エンジニアリングプラスチックについて、弾性率の温度特性を示す⁹⁾。高温側まで高い弾性率を保持していることがわかる。

一方、破壊は、まずクラックが発生し、クラックが成長して破壊にいたるが、繊維状強化材の場合に

は次のような効果によって、クリープ破壊強さ、疲労強さなどは高い値を保持すると考えられる。

①成形品にクラックが発生しても、図13のように、クラックは強化材の間をすりぬけながら進行しなければならないので、結果的にクリープ破壊強さや疲労強さは高くなる。

②強化材料の弾性率は高いので、外力が負荷された場合、樹脂部分に発生するひずみ量は小さくなるので、発生応力は小さくなる。

ただ、これらの効果は繊維の配向方向によって変化することに注意しなければならない。

〈参考文献〉

- 1) Lawrence E. Nielsen 著, 小野木重治訳, 高分子の力学的性質, p. 111, 化学同人 (1965)
- 2) 本間精一編, ポリカーボネート樹脂ハンドブック, p. 170, 日刊工業新聞社 (1992)
- 3) 杉江俊典, 実用プラスチック事典, p. 434, 産業調査会 (1993)
- 4) 中條 澄, プラスチック教本, p. 139, 工業調査会 (1997)
- 5) Lawrence E. Nielsen 著, 小野木重治訳, 高分子の力学的性質, p. 231, 化学同人 (1965)
- 6) プラスチック加工技術ハンドブック, p. 907, 高分子学会 (1995)
- 7) 高強度高分子材料調査研究委員会編, 高強度高分子材料に関する調査研究報告書, p. 103 (1987)
- 8) 荒井貞夫, プラスチック複合材料, p. 70/74, 日刊工業新聞社 (1984)
- 9) エンプラ連絡会編, エンプラの本, p. 15 (1998)