ポリプロピレンの高次構造と引張特性に及ぼす圧延加工の影響*

邱 建 輝^{*1}, 川 越 誠^{*3}
水 野 渡^{*2}, 森 田 幹 郎^{*2}Effect of Morphology and Tensile Properties
of Polypropylene by the Rolling ProcessJianhui QIU^{*4}, Makoto KAWAGOE,
Wataru MIZUNO and Mikio MORITA^{*4} Department of Machine Intelligence and Systems Engineering,
Faculty of Science and Technology, Akita Prefectural University,
84-4 Tsuchiya-Ebinokuchi, honjo, Akita, 015-0055 Japan

The injection-molded sheets of Polypropylene were used in this study. The tensile damage property in relation with the inner microstructure was examined on the testing temperatures ranging from -30 to 50°C and different rolling ratio. The results are following as: (1) For the injection molded specimen treated by rolling the crystal structure has been broken together with the specimen material softens. The hardness of fracture surface and inhomogeneous distribution of orientation has been improved and the fracture surface becomes more uniform. (2) For the tensile testing of unrolling specimen under the temperature below 10°C , the strain within 10% is probable to the brittle fracture. However, the rolled specimen has a high stretch ratio at a relative lower temperature (-30°C) and the yield stress and the stretch ratio become higher with the increase of the rolling ratio. (3) For low rolling ratio the improvement of the mechanical property is impossible. However, the crystal was broken on the high ratio (60%). Because the non-crystal around crystal section became a more uniform, the orientation of molecular link was improved. It results in the increase in the plastic characterization and strength. (4) It is effective methods that increase in the material strength and ductile property by rolling processing. For low temperature, the obvious effect was understood as opposite to high temperature.

Key Words: High Polymer Materials, Plastic Working, Tensile Properties, Ductile Fracture, Brittle Fracture, Orientation, Crystallinity, Hardness

1. は じ め に

金属材料の圧延加工は所定の製品形状・寸法にすると同時に材質の改善, 特に力学特性の向上がはかられている。熱可塑性高分子材料に対しても常温あるいは高温で圧延することにより, 強度特性の向上や深絞り加工性の改善, さらに新機能の付与などが以前より検討されている。これまで主に, 機械工学系の塑性加工に関する研究者^{(1)~(5)}によりこのような圧延加工による材料の力学特性(室温における引張り, 曲げ, 異方性など)の変化と製品化への可能性などが調べられている。一方, 化学系の研究者^{(6)~(12)}は主に薄膜をかなり高い圧延率で延伸し, その変形過程における高次構造の発現, 結晶の配向挙動および転移現象に関心を払

っている。しかし, 力学特性に関する現象論的な知見と材料内部の構造論的な解析との間にはかなり距離があり, より高強度で高精度の高分子圧延技術の確立のためにはこれら両者の観点からの知見をうまく融合させる必要がある。著者らはこのような考え方に基づいて, 射出成形したポリプロピレン(PP)平板試料に対して圧延加工を行い, その内部微細構造の変化と材料の力学特性などとの関連性について検討してきた⁽¹³⁾。

本報ではPPの射出成形試料を用い, 各試験温度($-30\sim 50^{\circ}\text{C}$)および各圧延加工に対する引張破壊特性と材料内部微細構造との関連性について検討し, 圧延加工が材料内部の微細構造・物性および引張破壊特性にどんな影響を与えるかを明らかにする。

2. 実 験 方 法

2・1 実験材料 市販のPPペレット[旭化成(株)製・M1700]を用いて, 射出成形機(日本製鋼(株)製, J75SS2)によりJIS1号ダンベル形試験片を成形した。成形条件はノズル温度 200°C , 金型温度

* 原稿受付 1999年7月14日。

^{*1} 正員, 秋田県立大学システム科学技術学部 (〒015-0055 本荘市土谷字海老ノ口84-4)。^{*2} 正員, 富山県立大学工学部 (〒939-0398 富山県射水郡小杉町黒河5180)。^{*3} 正員, 富山県工業技術センター (〒933-0981 高岡市二上町150)。

E-mail: qiu@akita-pu.ac.jp

40°C, 射出速度 $2.2 \times 10^4 \text{ mm}^3/\text{s}$ である。ダンベル形試験片の中央部(長さ 90 mm, 幅 10 mm, 厚さ 2 mm)を切り出し, 圧延用試料とした。

2・2 圧延加工 ロール圧延は $\phi 50$ -2 段 DDR 圧延機 [大野ロール(株)製] を用いた。ロールの直径は 50 mm, 有効幅は 70 mm, 最大負荷は $4.9 \times 10^4 \text{ N}$ である。試料の長手方向を圧延方向とし, ロール間のすきまを 100 μm ずつ段階的に調整することにより, 所定の圧延率まで繰返し圧延した。圧延は室温 (25°C), 周速度 3 m/min で行った。圧延程度を表現するため次に定義される圧下率 η , 板厚減少率(圧延率) ξ , 粘弾性的な回復率 ϕ を適用した。

$$\text{圧下率 } \eta = 100(H_0 - H_2)/H_0 \quad [\%]$$

$$\text{圧延率 } \xi = 100(H_0 - H_1)/H_0 \quad [\%]$$

$$\text{粘弾性的な回復率 } \phi = 100(H_1 - H_2)/H_0 \quad [\%]$$

ただし, H_0 : 初期の板厚, H_1 : 圧延後の板厚, H_2 : ロール間の幅である。また, 板長増加率 μ と幅増加率 ϕ も次の式で表示した。

$$\text{板長増加率 } \mu = 100(L_1 - L_0)/L_0 \quad [\%]$$

$$\text{板幅増加率 } \phi = 100(W_1 - W_0)/W_0 \quad [\%]$$

ただし, L_0 , W_0 : 初期の板長, 板幅, L_1 , W_1 : 圧延後の板長, 板幅である。

2・3 内部モルフォロジーと破断面の観察および動的粘弾性測定 圧延した試料内部のモルフォロジーを調べるため, ロータリーマイクロトーム [Microme(株)製, HM 325] で試料から 10 μm の薄片を切り出し, 光学顕微鏡 [ZEISS(株)製, Axioplan] により直交偏光下で観察した。引張試験により破断した試料の破面を金スパッタコーティングして, 冷陰極電界放射形走査形電子顕微鏡 (SEM) [日立製作所(株)製, S 4000] で観察した。

動的粘弾性評価に使用した装置は粘弾性追従形疲労試験機 [オリエンテック(株)製, VFA-1 KNA] である。試験条件として周波数 1, 5, 10, 35 Hz, 温度範囲 $-150 \sim 170^\circ\text{C}$, 変位振幅 25 μm を設定した。圧延率の違いにより試料の厚さが異なるので, 測定中の昇温速度は $1^\circ\text{C}/\text{min}$ と遅くした。この昇温速度でプレス成形した厚さ 5 mm と 1 mm の PP 試料に対する動的粘弾性試験を行ったところほぼ同一の結果が得られている。

2・4 硬さの測定 射出成形試料断面における各層の力学特性の違いおよびそれらに及ぼす圧延加工の影響を調べるために硬さを測定した。試料は JIS 1 号ダンベル形試験片の中央部から切断砥石で適切な大きさに切り出し, 樹脂の流動方向(長手方向) $\times$ 厚さ 2 mm の面を測定面とした。測定は, 室温 (20°C) でダイ

ナミック超微小硬度計 [島津製作所(株), DUH-200] を用いて行った。測定条件は試験荷重 0.098 N, 負荷速度 $2.65 \times 10^{-3} \text{ N/s}$, 保持時間 5 s に設定した。ダイナミック硬さは $DH = \alpha P/D^2$ [ただし, P は試験荷重, D は押し込み深さ, $\alpha = 37.838$ (115 度三角すい圧子)] により表示した。このダイナミック硬さは, 圧子を押し込んで行く過程の荷重と押し込み深さから得られる硬さで試料の塑性変形特性だけでなく, 弾性変形をも含んだ状態での材料強度特性である。

2・5 結晶化度と配向性の測定 圧延による試料断面における結晶化度と配向性の分布の変化を調べるためにロータリーマイクロトームで厚さ 10 μm の薄片を切り出し, 顕微フーリエ変換赤外分光光度計 [Micro-FT-IR, 日本分光工業(株)製, FT/TR-8900 μ] により測定した。測定は試料表面から中央まで 3 回繰返し, 測定範囲は 100 $\mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$ とした。結晶化度については, Luongo⁽¹⁴⁾ や Quynn ら⁽¹⁵⁾ の報告によれば, 998 cm^{-1} のピークと内標準 974 cm^{-1} のピーク比は PP の結晶化度と比例関係があることが報告されている。ここでの結晶化度というのは球晶だけでなく, ラメラ晶およびラメラ間で配向した領域をも含んでいる。また, 圧延加工により試料全体の結晶化度の変化を調べるために, 電子比重計 [ミラージュ貿易(株)製, SD-200 L] を用いて, JIS/K 7112(A) の規準により各圧延率試料の比重を測定した。

配向性の測定⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾ については, 吸収位置 998 , 899 , 841 および 809 cm^{-1} における平行と垂直の吸収ピーク ($A_{\parallel}$, $A_{\perp}$) を測定し, 二色比 R ($R = A_{\parallel}/A_{\perp}$) の変化を用いて, 相対配向度を求めた。ここで, 用いた赤外スペクトル吸収帯のうち, 998 cm^{-1} (帰属: C-CH₃ 横ゆれ, C-CH₃ 伸縮と CH 変角) と 841 cm^{-1} (帰属: C-CH₃ 横ゆれ, CC 伸縮) は強い平行吸収位置である。配向 PP フィルムを用いて測定した結果では平行吸収は強いが, 垂直吸収はかなり弱い。一方, 吸収帯 899 cm^{-1} (帰属: C-CH₃ 横ゆれ, CH₂ 横ゆれ) と 809 cm^{-1} (帰属: CC 伸縮, C-CH₂ 横ゆれ) は中程度の垂直吸収位置であり, この場合, 配向 PP フィルムの測定結果では上述と逆に垂直吸収は強いが, 平行吸収はかなり弱い。

2・6 引張試験 各圧延率に対する試料の引張特性は, インストロン形材料試験機 [島津製作所(株)製, AG-50 KN-EG] で評価した。試験条件としては引張速度 5 mm/min, 温度範囲 $-30 \sim 50^\circ\text{C}$ において 20°C 間隔で試験した。試験中における温度の変化は $\pm 2^\circ\text{C}$ 以内になるように自作した恒温槽を用いて, 手動で冷却(液体窒素)あるいは加熱(熱風)することにより制御

した。

公称ひずみの計算は試験片の標線長さではなく、平行部の長さを初期長さとして採用する。これは引張りにより、くびれが曲り部と平行部の交点部で発生するからである。この計算方法は曲り部の変形を無視してしまう恐れがあるが、大変形およびくびれが発生した後における引張荷重の増加が少ないため、曲り部の影響も小さくなると考えられる。

3. 結果および考察

3.1 圧延特性および内部構造の変化 金属材料と比べると、高分子材料の圧延加工は圧延直後における大きな粘弾性的な回復と長時間にわたる寸法の経時変化が特有な特徴である。これは製品の寸法精度をコントロールし難く、塑性加工の応用に大きな影響を与えている。図1は圧下率と圧延率、粘弾性的な回復率、板幅・長さの増加率との関係を示した。ただし、図中の長さの増加率 max 170%とは横軸の最大圧下率に対応している。圧下率の増加につれて圧延率、板幅・長さの増加率が増えるが、粘弾性的な回復率では初期段階(圧下率 50%まで)を経過した後、逆に少し低下する。それに対応して板幅と長さの増加率は圧下率 50%以上になると、急激に上昇することがわかる。圧延初期段階ではほぼ材料の弾性変形範囲(同試験の単純圧縮試験によりひずみ 17%前後で降伏することがわかった)なので、圧延を加えても大部分は粘弾性的に回復される。圧延の後期段階では材料の塑性変形領域に入り、圧下率の大部分は塑性変形となり、圧延率がほぼ直線的に増加していくわけである。

Fig. 1 Reduction in thickness out of rollers, viscoelasticity back, increase in length, and increase in specimen width vs. reduction in thickness in the rollers

圧延による内部モルフォロジーなどの変化は図2に試料薄片の偏光顕微鏡写真(圧延率 0%と 60%)に示した。写真左側が試料の表面である。よく知られているように射出成形試料の表面と内部では金型による冷却の影響が異なることから、三層構造が形成され、本試料でもそれが観察される。すなわち、表面の結晶の見えない白い層(厚さ 30~50 μm)は急冷に伴い急速に生成されたスキン層である。少し内部の黒く観察される部分(厚さ約 300 μm)は射出成形する際に溶融した樹脂が流動しながら形成された中間層である。さらに内部では結晶(球晶)が観察され、ここは最後に凝固したコア層である。この試料に圧延加工を行うと、圧延の初期段階(圧延率 40%まで)ではスキン層とコア層では明りょうな変化は観察されないが、中間層では筋状な組織が交差的に分布しており、これは圧延する際に中間層における高配向のラメラ微結晶が圧縮方向(圧延方向と垂直)にそって潰させるのではなく、圧縮方向と一定の角度を持つせん断応力によりラメラ結晶を回転させながら互いにすべりを起こさせたと考えている。圧延率 60%になると圧延方向に沿ってその交差したせん断帯の傾斜が減少し、コア層の結晶もより扁平になっていくことがわかる。

Fig. 2 Polarized micrographs of cross section

3.2 硬さ・結晶化度・配向度の変化 図3に各圧延率に対する試料断面の硬さ分布を示した。ただし、横軸の左側は試料の表面、右側は中心を示す。各圧延率の試料の各層(スキン・中間・コア層)の相対位置を合わせるため、横軸の位置=表面からの距離の実測値/(1-圧延率), という整理を行った(以下の結晶化度と配向度の分布も同じ方法で整理した)。非圧延試料の硬さ分布から見ると、中間層は最も硬い。この

Fig. 3 Effect of rolling on the distribution of microhardness. The numbers indicated by percentage denote the reduction in thickness, ξ

Fig. 4 Effect of rolling on the distribution of relative degree of crystallinity and molecular orientation. The numbers indicated by percentage denote the reduction in thickness, ξ

ような硬さの分布は射出成形過程によるものと考えられる。すなわち、中間層は冷却速度が速く、せん断応力を受けながら形成されるので、分子配向と緻密度が高く、残留応力もかなり高いため高硬度と考えられる。これは中間層に存在している圧縮残留応力が押込む硬度を測定する圧子により塑性変形を妨害するからである。中間層の高硬度域は高弾性率域でもあるので、試料に負荷を加えたとき、この薄い中間層に応力集中が生じ、き裂またはクレイズが発生しやすくなると考えられる。中間層の応力集中とは外部負荷を受けるとき、中間層とコア層を同様に変形させ、弾性率の高い中間層に分担する応力の割合が大きいと考える。さらに、中間層の中でも中央部における弾性率が最も高いため、応力がかなり集中されている。また、中間層とコア層の界面部では両層の構造と力学特性が異なるので、負荷を受けるとやはり応力集中が生じてき裂が発生しやすくなり両層が分離する傾向を生むと考えられる⁽¹⁸⁾。図3より圧延率の増加につれて試料全断面における硬さが全体的に低下し、いわゆる、試料が軟化されている。動的粘弾性試験の結果からも圧延率の増加につれて貯蔵弾性率 E' の低下と損失正接 $\tan \delta$ の上昇が観察されている。また、試料断面の硬さの分布から見ると圧延率の増加により次第に様になり、すなわち、スキン層、中間層、コア層の差が小さくなっている。

図4に非圧延材と60%圧延した試料の断面における結晶化度と配向度の分布を示した。非圧延試料では前述の射出成形機構により、表面層は急冷のため結晶化度が最も低く、反対にコア層の中心部ではゆっくり

Fig. 5 Effect of rolling on the specific gravity, and volume

冷却されたため結晶化度はいばん高い。また、配向度は中間層が最も高いが、コア層の中心部が二色比 $R=1$ に近づき、配向度がかなり低い。しかし、圧延加工を加えると、コア層の結晶は壊れるため、結晶化度が中心位置につれて低下し、配向度が上昇した。また、中間層の配向度が低下したため、試料断面における配向度の分布は一樣となる。このように圧延加工は試料断面各層の力学特性と微細構造の不均一性を改善し、結果的に外力を受けるとき、試料が均一に変形し破壊に対する抵抗も高くなると予想される。なお、圧延による試料内部微細構造に与える影響を調べるため、圧延率 70% まで各試料の比重の変化を測定し、図 5 に示

した。結果より圧延率の増加につれて比重がほぼ直線的に低下し、70% までは比重が 0.9064 から 0.8958 までとなり、約 1.17% 減少した。結晶化度と比重は比例関係があるので、圧延加工が結晶化度を低下させるということは試料内部の結晶を破壊したと考えられる。著者らは非結晶性高分子材料 (PC, PMMA) に対しても同様な圧延加工を行い、その比重が変化しないことを確認した。また、結晶性の POM 材も入れて、各材料の単純な圧縮試験を行った結果も非結晶材の比重の変化がなく、結晶性材 POM 材も比重の低下が認められた。PP に対しては非結晶体の密度が 0.853 g/m^3 で、完全結晶体が 0.946 g/m^3 であり、結晶化度と

(a) In air at 30°C

(b) In air at 50°C

Fig. 6 Effect of rolling on the nominal tensile stress-strain curves (30°C, 50°C). The numbers indicated by percentage denote the reduction in thickness, ξ

(a) In air at -30°C

(b) In air at -10°C

Fig. 7 Effect of rolling on the nominal tensile stress-strain curves (-30°C, -10°C). The numbers indicated by percentage denote the reduction in thickness, ξ

密度は比例関係がある⁽¹⁹⁾ので、圧延加工はその一部の結晶を壊させたということにより比重が低下したと考えられる。

3・3 T_g 以上における引張特性 図6(a), (b)は T_g 以上における各圧延率下の引張公称応力・公称ひずみ曲線(試験温度 30°C と 50°C の場合)を示した。試験温度 10°C の場合では非圧延試料はひずみ 10%前後で破断したが、圧延した試料はすべて 150%以上伸びても破断せず、優れた延性的な特性を示している。

Fig. 8 Effect of rolling on the SEM micrographs of tensile fracture surfaces (-30°C)

各試験温度(10, 30, 50°C)における引張過程中的の試料の変形状況について言えば、圧延率 20%までは試料が白化し、くびれの形成がはっきり観察され、40%ではくびれはかなり緩やかであった。60%では試料全体が透明のまま、ほぼ均一に変形し、くびれは観察されなかった。また、塑性流動領域の応力レベルを見ると圧延した試料がほぼ一定値を保ったまま伸びており、それは圧延率が高いほど高くなっている。公称応力・ひずみ曲線から見ると試験温度が高いほど、圧延した試料(40%まで)の引張強度が非圧延試料より低下しているが、60%圧延した試料は引張強度が逆に上昇し、しかも、試料が均一に伸びるため、真応力・ひずみ曲線に換算すれば、非圧延試料よりはるかに高い強度を有することがわかる。

3・4 低温における引張特性 一方、試験温度 -30°C と -10°C [図7(a), (b)]の低温域では非圧

Fig. 9 Effect of rolling on the SEM micrographs of tensile fracture surfaces (-10°C)

延試料は約5%以内のひずみで破断したが、圧延した試料は圧延率の増加につれて破断するまでのひずみと引張強さはともに大きくなっている。各圧延率試料の引張破断面のSEM写真[$-30^{\circ}\text{C} \rightarrow$ 図8, $-10^{\circ}\text{C} \rightarrow$ 図9(圧延率60%の場合は繊維状に破断したので、破断面の観察ができなかった)]からわかるように、非圧延試料はほぼ脆性的に破断したが、20%圧延した試料[図8(b), 図9(b)]は低温でも延性的な破壊が観察される。40%圧延した試料の破断面[図8(c), 図9(c)]は延性と脆性破壊の両方が混在しているが、60%圧延した試料[図8(d)]では破断するまで一様に变形した後、脆性的に破壊された。また、破断面は引張方向とほぼ45度となるので、最大せん断応力の方向に沿って破壊したと考えられる。公称応力・ひずみ曲線からも40%まで圧延した試料は破断する前に降伏現象がはっきり観察され、60%圧延した試料は塑性変形領域に入っても伸びるとともに変形抵抗が上昇している。一方、引張強度と塑性変形特性から見ると、 -30°C で圧延率60%の試料が破断したときの真応力と真ひずみは128 MPaと22%であり、各々非圧延試料の約2倍と5倍になっている。 -10°C では圧延率60%の試料では162 MPaと60%であり、非圧延試料の3倍と15倍に各々大きくなっている。したがって、圧延した試料は非圧延試料より優れた力学特性を有することがわかる。

図10には各試験温度と各圧延率に対する引張降伏応力[明確な降伏点のない曲線(圧延率60%の場合)は曲りカーブの終了するところの応力を採用する]とひずみの関係を示した。すべての試験温度において圧延率の増大に伴い引張降伏応力が観測されるときひずみは大きくなっている。試験温度 10°C の場合、圧

Fig. 10 Effect of rolling on the tensile strength and strain at different ambient temperatures

延により軟化されたにもかかわらず圧延率40%までは引張降伏応力(あるいは引張強さ)はほぼ一定で、60%の高压延下で上昇している。試験温度が30, 50°C と高くなると、圧延により延性的な特性が改善される同時に引張強さはやや低下している。また、初期引張弾性率では試験温度の増大とともに低下量も大きくなっていく。それで、圧延した試料は T_g 以上の高温で軟化する傾向が激しくなることがわかる。しかし、 T_g 以下(-10 , -30°C)では圧延率の増大とともにひずみと引張強さはともに上昇することがわかる。したがって、圧延による材質の改善は高温より低温のほうがより効果的であると言える。

3・5 力学特性と内部微細構造との関連性 上述のような引張特性は次の要因が考えられる。圧延加工を行うと材料の第一次降伏後における塑性変形領域に入り、圧延後に大きな粘弾性的な回復が起こっているから、引張応力を再び加えると変形抵抗が低下するという加工軟化現象が予測される^{(20)~(22)}。それで、延性的な特性(破断ひずみ)が増大する。また、圧延率が高くない場合はおもに中間層のせん断変形とコア層における結晶の回転、ラメラ晶間のすべりによる塑性変形が発生する。例えば、20%の試料は偏光顕微鏡により結晶の変形があまり観察されなかった。したがって、試料断面各層の力学特性の改善はあまり期待できない。一方、高い圧延率(60%)の場合は、結晶が壊されるため、外部負荷を加えると、非結晶部と同様に变形するものと考えられる。また、断面の大部分を占めるコア層の配向度も中間層のそれに近づき、試料断面における各層の性質が均一化されることが考えられる。それで外部負荷を受けると各層は均一に变形し、分子鎖の配向が促進され、結果的に高弾性化と強度の向上を招くと考えられる。ところで、ガラス転移点(T_g)以下になると圧延加工による延性化した試料は内部の分子が凍結されたため、延性的な特性をすこし犠牲にするが、強度特性が大幅に上昇したと考えられる。

4. 結 言

射出成形したポリプロピレンの圧延加工による内部微細構造の変化およびその微細構造と材料の引張特性との関連性について検討した。以下の結果が得られた。

(1) 高分子材料の圧延加工は大きな粘弾性的な回復が生ずるが、ある程度の圧下率(50%)に達した後、粘弾性的な回復率が逆に少し低下し、圧延率・板伸びが急激に上昇する。

(2) 射出成形した試料の断面は金型の接触により

スキン層(低硬度, 低結晶化度, 中程度の配向性), 中間層(高硬度, 中程度の結晶化度, 高配向性)およびコア層(中程度の硬度, 高結晶化度, 低配向性)という性質の異なる三層構造が形成される。圧延を加えると試料全体が軟化するとともに中間層の硬度は大幅に低下する。配向性では中間層は低下し, コア層は上昇する。それらの微細構造の変化は試料の延性的な特性を増加するとともに断面における各層の不均一分布を改善し, 一様の断面になろうとしている。

(3) 非圧延試料の引張試験では試験温度 10°C 以下において, ひずみ 10% 以内では脆性的に破断したが, 圧延した試料では低温(−30°C)でも高い伸び率を有し, それに, 圧延率の増加につれて降伏応力およびそのときの伸び率とも同時に上昇する。 T_g 以上の試験温度域では圧延率の増加(40%まで)につれて伸び率が増えるが, その代わりに降伏応力が低下する。したがって, 圧延加工による試料の力学特性の改善は高温より低温のほうがより効果的である。

(4) 上述(3)のような材料特性の変化は圧延による材料の加工軟化, 断面における硬さと配向性の均一化および試料内部微視構造の変化と関連していると思われる。圧延率 40% までは材料の第一降伏後における塑性変形領域で, おもにラメラ晶間の非晶層の塑性変形(分子配向)と結晶の回転が生ずると考えられる。試料断面各層の力学特性の改善はあまり期待できない。しかし, 高い圧延率(60%)の場合では結晶が壊され, その部分は周囲の非晶部と同じように変形するため, 変形に伴う分子鎖の配向を促進し, 結果的に弾性的特性並びに強度の向上を招くと考えられる。

(5) 以上のように圧延加工は材質の改善, 材料強度と延性の向上に有効な方法であると言えよう。その効果は低温(T_g 以下)のほうが高温より極めて大きい

と認められる。

本研究の遂行にあたって, 天田金属加工機械技術振興財団より研究助成をいただき, 深く感謝する。

文 献

- (1) 町田輝史・岡井紀彦・濱吉福治・荒川泰治, 塑性と加工, 25-278(1984), 206-213.
- (2) 神田哲彦・渡辺和夫・東田康宏・菊間敏夫, 平成元年塑性加工春季講演会, (1989-5), 185-188.
- (3) 真崎才次・久保勝司・松浦信三, 平成 6 年塑性加工春季講演会, (1994-5), 403-406.
- (4) 中山登史男・藤田譲, 第 45 回塑性加工連合講演会, (1994-10), 89-92.
- (5) 町田輝史・倉持茂・吉松健太郎・岡田升宏・の場哲, 第 45 回塑性加工連合講演会, (1994-10), 93-96.
- (6) 葛良忠彦, 高分子論文集, 37(1980), 581-588.
- (7) Takahashi, T., Yuasa, S., Tsuji, M. and Sakurai, K., *J. Macromol. Sci. Phys.*, B, 33(1994), 63-71.
- (8) 山田憲二・高柳素夫, 高分子論文集, 34(1994), 53-62.
- (9) 馬石平・湯浅伸二・辻正晴・櫻井謙資・高橋利禎, 高分子論文集, 51(1994), 329-337.
- (10) 赤羽健志・望月隆仁, 高分子論文集, 37(1980), 515-522.
- (11) Krause, S. J. and Hosford, W. F., *J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed.* 27(1989), 1867-1878.
- (12) 馬石平・佐々木隆・櫻井謙資・高橋利禎, 高分子論文集, 52(1995), 336-348.
- (13) 邱建輝・川越誠・水野渡・森田幹郎・宮地知章, 高分子論文集, 54(1997), 778.
- (14) Luongo, J. P., *J. Polym. Sci.*, 3(1960), 302-309.
- (15) Qusnn, R. G., Riley, J. L., Young, D. A. and Noether, H. D., *J. Appl. Polym. Sci.*, 2(1959), 166-173.
- (16) 宮沢辰雄, 「ポリプロピレンの赤外吸収と分子構造」, 赤外吸収スペクトル, 第 17 集, (1970), 63, 南江堂.
- (17) 錦田晃一・西尾悦雄, 「チャートで見る FT-IR」, (1993), 28, 講談社.
- (18) 邱建輝・川越誠・水野渡・森田幹郎, 機論, 63-614, A(1997), 2105-2113.
- (19) 小川俊夫, 「高分子材料入門」, (1993), 34, 共立出版(株).
- (20) 邱建輝・北川正義, 機論, 62-596, A(1996), 1084-1090.
- (21) 邱建輝・北川正義, 機論, 59-568, A(1993), 2926-2933.
- (22) 北川正義・邱建輝・水野数信, 機論, 58-548, A(1992), 621-626.