

초저밀도 폴리에틸렌과 용융상에서 제조된 고밀도 폴리에틸렌 그라프트 무수말레인산 블렌드의 물리적 특성

이 재 연* · 김 봉 식†

*한국 신발 연구소, 영남대학교 공업화학과

(1994년 4월 8일 접수)

Physical Properties of Very Low Density Polyethylene/High Density Polyethylene-g-Maleic Anhydride Blends by Melt.

Jae Yeon Lee* and Bong Shik Kim†

*Korea Institute of Footwear Technology, Pusan 614-100, Korea

Dept. of Industrial Chemistry, Yeungnam University, Gyongsan 712-749, Korea

(Received April 8, 1994)

요 약 : Dicumyl peroxide를 개시제로 사용하여 혼합기내에서 용융상의 고밀도 폴리에틸렌 (HDPE)과 무수말레인산 (MAH)을 그라프트 공중합시키고, 미반응 MAH는 아세톤으로 제거하였다. 이렇게 하여 얻은 HDPE-g-MAH를 초저밀도 폴리에틸렌 (VLDPE)과 용융 블렌드하고, VLDPE의 조성비에 따른 열적, 기계적 특성을 측정하였다. 그리고 MAH의 그라프트 공중합에 따른 블렌드의 상용성의 변화를 조사하기 위하여 HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 물리적 특성을 HDPE/VLDPE 블렌드의 것과 비교하였다. HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드는 VLDPE의 조성비에 관계없이 단일용점을 나타내었다. 이들 두 블렌드의 결정화도와 인장 탄성률은 VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 감소하였다. 그러나 HDPE-g-MAH/VLDPE 80/20에서 상승효과에 의해 가장 우수한 인장강도를 얻었다. 또한 이들 두 블렌드의 내충격강도는 인성이 우수한 VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 급격히 증가하였다.

Abstract : Very low density polyethylene (VLDPE) and high density polyethylene-g-maleic anhydride(HDPE-g-MAH) grafted in molten state were melt blended in mixer. It's blend films were prepared to investigate the thermal and mechanical properties with VLDPE content. HDPE/VLDPE blends were also prepared to compare with the physical properties of HDPE-g-MAH/VLDPE blends. The single melting temperature was obtained regardless of VLDPE content in these blends and it increased with increasing HDPE-g-MAH content. On the whole, the % crystallinity and tensile modulus decreased with increasing VLDPE content, but the synergistic effect in tensile strength was shown in HDPE-g-MAH/VLDPE 80/20. The impact strength of these blends increased with increasing VLDPE content.

Keywords : Polyethylene, blends, maleic anhydride, tensile strength, impact strength.

서 론

올레핀계 고분자는 상호보완적인 특성이 강하다. 따라서 블렌드를 통한 이들의 물리적 특성의 증가

에 관하여 많은 연구가 진행되고 있다.¹⁻⁵ 그러나 올레핀계 고분자 블렌드는 상용성이 나쁘고, 기질의 조성비에 따른 물성의 변화가 많아, 단순 블렌드로부터 다양한 물성을 얻는 것이 매우 어렵다.

따라서 이들 올레핀계 고분자에 상용성이 우수한 단량체를 그라프트 공중합 시킴으로써, 블렌드의 상용성을 증가시키는 방법이 제안되고있다.^{7~9}

Gaylord 등¹⁰은 dicumyl peroxide (DCP)를 개시제로 사용하여 고밀도 폴리에틸렌 (HDPE)과 무수말레인산(MAH)을 그라프트 공중합 시키고, 개시제에 의한 HDPE의 열화와 이에 따른 HDPE-g-MAH의 용융점도의 감소에 대하여, 그리고 Ender 등¹¹은 용융된 HDPE와 MAH의 그라프트 공중합에서 개시제의 반감기에 따른 그라프트 중합률의 변화를 보고하였다. 또한 Gabara 등¹²은 저밀도 폴리에틸렌 (LDPE)과 MAH의 그라프트 공중합에서 거대 라디칼의 생성기구, 그리고 중합시 생성된 가교분율과 LDPE-g-MAH의 그라프트 공중합률의 상관관계를 조사하였으며, Gaylord 등¹³은 LDPE와 MAH의 그라프트 공중합체에 극성이 서로 다른 몇가지의 극성 화합물을 첨가하여 그라프트 공중합시키고, 극성에 따른 MAH-g-LDPE 공중합률의 변화를 보고하였다. 한편 Park 등¹⁴은 MAH가 그라프트된 HDPE-g-MAH/iPP-g-MAH 블렌드에서 도메인의 상호인력의 증가에 기인하여 상용성이 증가한다고 보고하였으며, Fujiyama 등¹⁵은 iPP-g-MAH/에틸렌 초산비닐 공중합체(EVA)의 블렌드에서 금속에 대한 접착특성의 증가를 보고하였다.

이처럼 MAH가 그라프트된 공중합체를 이용한 올레핀계 고분자 블렌드의 상용성 증가에 관한 보고는 다수 있으나, 이들 그라프트 공중합체와 VLDPE의 블렌드에 관한 보고는 없다.

한편 VLDPE는 기존의 LLDPE에 비하여 주쇄에 대한 short chain branch (SCB)의 조성비가 높아 올레핀계 고분자의 내충격강도에 대한 보강효과가 우수하다.^{16,17} 따라서 본 연구에서는 DCP를 개시제로 사용하여 혼합기내에서 용융상의 HDPE와 MAH를 그라프트 공중합시켰다. 이것을 VLDPE와 용융 블렌드하고 VLDPE의 조성비에 따른 물리적 특성을 조사하고, 이것을 HDPE/VLDPE 블렌드의 물리적 특성과 비교하였다.

Table 1. Specifications of Polymers, Monomer, and Initiator Used.

Materials	Density, g/cm ³	Average molecular weight, $\bar{M}_w$	Manufacturer
VLDPE	0.895	80,000	Norsolor Chem. Co.
HDPE	0.960	160,000	Han Yong Chem. Co.
HDPE-g-MAH	0.980	105,000	
Maleic anhydride		GR	Aldrich
Dicumyl peroxide		GR	Fluka

실 험

시료. 이 연구에 사용된 시료를 Table 1에 나타내었다. HDPE-g-MAH의 제조에서 단량체는 Aldrich사의 MAH(특급)를 사용하였으며, 개시제로는 Fluka사의 DCP(특급)를 그대로 사용하였다.

HDPE-g-MAH의 제조. HDPE-g-MAH는 혼합조의 외벽에 냉각조가 설치된 가압식 고무 혼합기(Irie, Model PB-0.3)를 사용하여 제조하였다. 150°C로 고정된 혼합조에 HDPE를 넣고 충분히 용융될 때까지 교반한 후 단량체와 DCP의 혼합물을 2분간, 6회로 나누어 투입하고 60rpm의 속도로 10분간 혼합하여 HDPE-g-MAH를 얻었다. 한편 중합시 첨가된 미반응 단량체를 제거하기 위하여 크실렌을 용매로 사용하여 HDPE-g-MAH 용액을 만든 후, 아세톤으로 세척하였다. 그리고 60°C로 고정된 진공 건조기내에서 일주일 동안 함량이 될 때까지 감압하에서 건조시켰다.

HDPE-g-MAH의 그라프트 공중합률은 Gaylord 등이 보고한 말단기 정량법¹³으로 조사하였다. 충분히 건조시킨 시료를 크실렌을 용매로 사용하여 용액으로 제조하고, 여기에 이소프로필 알콜로 수화시킨 KOH 용액을 첨가한 후, 이소프로필 알콜로 수화시킨 HCl용액으로 역 적정하였다. 이때 지시약은 페놀프탈레인을 사용하였다. 이렇게 조사된 HDPE-g-MAH의 그라프트 공중합률은 시료의 총 중량에 대하여 0.25wt%였다.

블렌드. 가압식 혼합기를 이용하여 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드를 제조하였으며, 이들의 조성비는 100/0, 95/5, 90/10, 80/20, 60/40, 40/60, 20/80, 10/90, 0/100wt % 범위로 하였다. 이때 블렌드의 혼합온도는 150℃, 혼합속도는 60rpm, 그리고 혼합시간은 20분으로 하였다. 한편 블렌드의 물리적 특성 조사에 사용된 시편은 Arburg사의 직압식 사출기 (Model Allrounder 720)를 이용하여 제조하였다.

물성조사. 블렌드의 열적 특성은 시차 주사열량계 (Du Pont, Model 2100)를 이용하여 조사하였다. 측정온도의 범위는 실온에서 250℃까지였으며 승온 속도는 10℃/min였다. 아울러 블렌드의 결정화 온도는 시차 주사 열량계내에서 시료를 250℃에서 7분간 유지하여 충분히 용융시키고, 10℃/min의 속도로 다시 냉각시켜 얻었다.

시료의 인장강도 및 파단시의 신장률은 (주)신강정밀사의 만능 시험기를 이용하여 조사하였는데, 이때 crosshead 속도는 10mm/min로 하였고, 인장 탄성률은 시편의 최초 변형이 0.01% 이하의 기울기로 부터 구하였다.

HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 내충격 강도 조사에는 Uhesima사의 충격 시험기를 이용하였으며, 이때 사용된 시험방법은 Izod법이였다. 한편 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 저온 내충격 강도를 조사하기 위하여 시편을 -40℃로 고정된 냉동기내에 24시간 동안 보관하였으며, 측정온도의 손실을 방지하기 위하여 가급적 빠른 시간내에 순차적으로 시험하였다. 이때 사용한 시편에는 상온에서 측정된 것과 같이 bar의 중앙부에 45°의 notch를 내었다.

결과 및 고찰

HDPE-g-MAH의 구조분석. FT-IR 분석에서 HDPE-g-MAH는 carbonyl 영역에서 3개의 특성 band를 나타낸다.¹⁸ Fig. 1에 적외선 분광법을 이

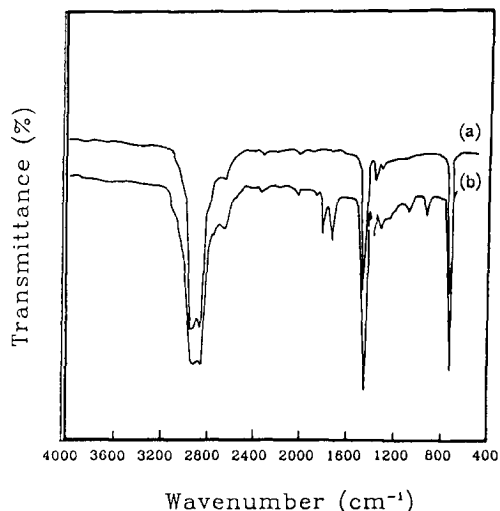


Fig. 1. Infrared spectra of (a) HDPE and (b) HDPE-g-MAH.

용하여 조사한 HDPE와 HDPE-g-MAH의 특성 band의 변화를 나타내었다. Fig. 1의 (a)에 나타난 바와 같이 HDPE는 1470cm⁻¹ 부근에서 C-H 신축저동을, 1370, 2850, 그리고 2930cm⁻¹에서 HDPE의 말단기에 존재하는 메틸기와 메틸렌기의 굽힘 저동을 나타내었다. 한편 Fig. 1의 (b)에 HDPE-g-MAH는 1711cm⁻¹과 1790cm⁻¹ 부근에 HDPE-g-MAH의 ketone의 신축저동으로 확인되는 특성 band로부터 HDPE-g-MAH가 얻어졌음을 알 수 있는데, 이러한 결과는 Ender 등의 보고¹¹와 일치하는 것으로 확인 되었다.

HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 열적 특성. VLDPE의 조성비에 따른 HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 endotherm peak를 Fig. 2와 Fig. 3에 나타내었다. VLDPE는 117℃에서 higher temperature endotherm (HTE)을, 그리고 65℃ 부근에서 lower temperature endotherm (LTE)을 형성하였다. VLDPE의 측쇄는 LDPE와는 다르게 short chain branch (SCB)만으로 구성되며, SCB는 주쇄에 불균일하게 분산된다.^{19,20} 이와 같이 SCB의 불균일한 분포에 기인하여 VLDPE는 다수의 용융저동을 나타내며, 주쇄에

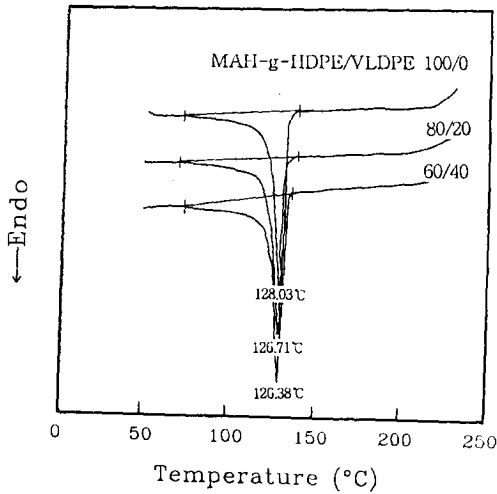


Fig. 2. DSC endotherm peaks of HDPE-g-MAH/VLDPE 100/0, 80/20, and 60/40.

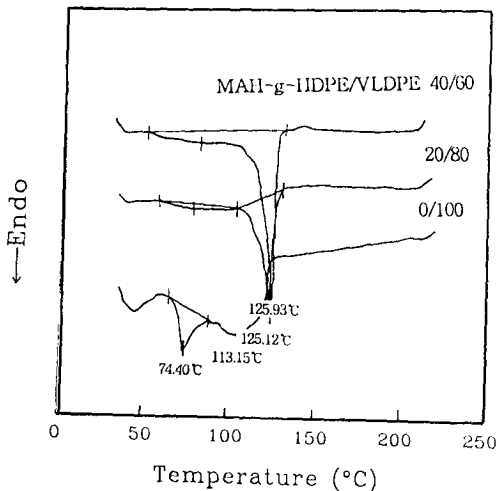


Fig. 3. DSC endotherm peaks of HDPE-g-MAH/VLDPE 40/60, 20/80, and 0/100.

분포된 SCB의 함량에 따라 용점은 HTE와 LTE로 구분되어 나타난다. SCB의 함량이 낮고, 중량평균 분자량이 큰 주쇄는 고온에서 용융되는 HTE 거동을 나타내지만, SCB의 함량이 높고, 밀도와 중량평균 분자량이 낮은 주쇄는 상대적으로 낮은 온도에서 용융되는 LTE 거동을 나타낸다.²¹ 일반적으로 HTE 거동은 높은 용해열과 좁은 온도 범

위에서 급격하게 용융되는 특성을 나타내며, LTE 거동은 낮은 용해열과 넓은 온도 범위에서 용융되는 거동을 나타내는데, 이 연구에서도 이와 유사한 결과를 얻었다.

한편 comonomer의 함량이 많은 LLDPE의 용융 거동은 상대적으로 HTE와 LTE가 명확하게 분리되어 나타난다. 이것은 LLDPE에서 comonomer의 함량이 증가함에 따라 주쇄의 상분리에 기인하는 것으로서, 10mole % 이하의 comonomer를 사용하여 그래프트 공중합시킨 1-butene계 LLDPE의 HTE와 LTE는 거의 구분되지 않는다.

따라서 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 용점은 VLDPE가 형성하는 2개의 용점과 HDPE-g-MAH가 형성하는 1개의 용점을 포함하여, 이들 블렌드에서는 모두 3개의 용점이 나타날 것이 예상되었으나, 이 연구에서는 그동안 보고된 바 없는 단일의 용점을 얻었다. 이와 같은 결과는 HDPE와 VLDPE의 미세결정 구조가 유사한 것에 기인한다.

VLDPE의 미세결정 구조는 SCB의 함량에 의존하여, HDPE와 동일한 형태의 라멜라와 LDPE와 유사한 형태의 라멜라가 공존하여 이루어져 있다.²⁰ VLDPE에서 SCB의 함량이 낮아 HTE의 거동을 나타내는 주쇄는 HDPE의 라멜라와 동일한 형태의 라멜라를 구성하는데 비하여, SCB의 함량이 높아 LTE의 거동을 나타내는 주쇄는 LDPE의 라멜라와 동일한 형태의 라멜라를 형성한다. 여기서 VLDPE의 결정화 거동은 HTE 거동을 나타내는 주쇄의 열적특성에 의존한다.^{19,21} 따라서 이들 블렌드에서 단일의 용점은 VLDPE와 HDPE의 라멜라 구조가 유사하기 때문으로 생각된다.

그동안 블렌드의 상용성을 확인하기 위하여 단일의 glass transition temperature (T_g)를 보고한 연구는 다수 있으나, HDPE와 VLDPE와 같이 용점이 서로 다른 고분자가 기질로 구성된 블렌드에서 단일 용점을 형성하는 것에 대하여 보고된 바는 찾아볼 수 없었다.

Fig. 4는 Fig. 2와 Fig. 3에 나타난 endotherm

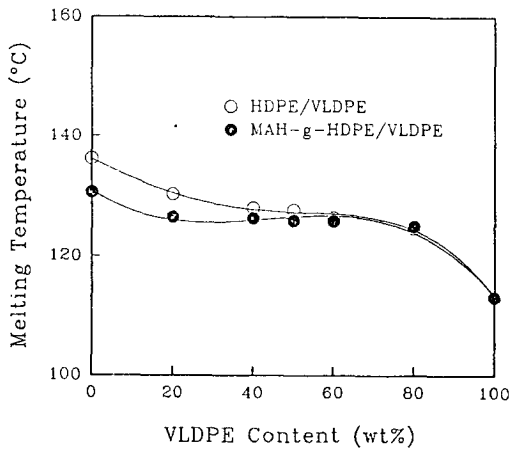


Fig. 4. Melting temperature vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends.

peak로부터 얻은 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 용점을 VLDPE의 조성비에 따라 나타낸 것으로, HDPE-g-MAH는 그래프트 공중합시 주쇄의 열화에 기인하여, HDPE에 비하여 약 2°C 낮은 128°C 부근에서 용융되었다. 그러나 HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드는 이들의 조성비 20/80까지 HDPE-g-MAH와 거의 동일한 온도에서 용융되었다. HDPE/VLDPE 블렌드 또한 이들의 조성비 20/80 까지 HDPE와 유사한 온도에서 용융되어, 이들 블렌드의 용점은 HDPE-g-MAH와 HDPE의 열적 특성에 의존함을 알 수 있었다.

한편 블렌드의 결정화 온도는 VLDPE의 조성비 증가함에 따라 감소하였는데, VLDPE의 조성에 따른 블렌드의 결정화 온도를 Fig. 5에 나타내었다. HDPE/VLDPE 블렌드의 결정화 온도는 VLDPE의 희석효과에 기인하여, VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 완만하게 감소하지만, HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 결정화 온도는 이들의 조성비 60/40 까지 HDPE-g-MAH와 동일한 온도에서 결정화되었다. 그러나 VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 결정화 온도는 급격하게 감소하였다. 이것은

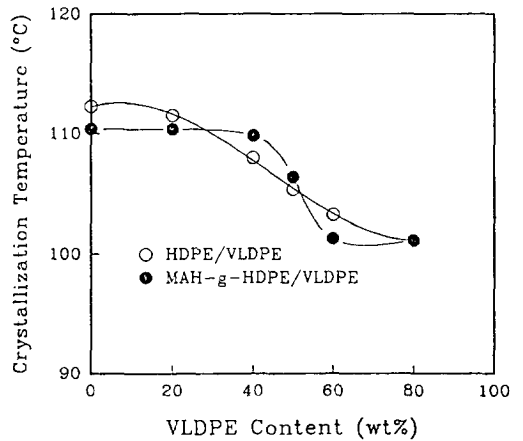


Fig. 5. Crystallization temperature vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends.

VLDPE의 결정화 기구로 설명할 수 있다. 즉, VLDPE에서 주쇄가 라멜라 내부에서 결정화 거동을 일으키면, SCB의 함량이 많은 주쇄는 라멜라의 외부 또는 라멜라의 경계부분으로 밀려난다. 따라서 HDPE와 VLDPE의 경계부분에는 SCB의 함량이 많은 주쇄가 밀집된다. 이렇게 형성된 블렌드를 재차 가열하면 라멜라의 경계부분에 밀집해 있던 SCB의 함량이 많은 주쇄는 HDPE의 결정화 거동을 방해함에 따라 HDPE의 결정화 온도는 감소한다. 그러나 HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 경우, MAH 그래프트에 의하여 밀도가 증가된 HDPE-g-MAH의 주쇄에 대하여 SCB는 별다른 영향을 미치지 않은 것으로 생각한다.

블렌드의 결정화도. HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 결정화도는 Fig. 2와 Fig. 3에 나타낸 endotherm peak의 아래 면적으로부터 얻은 용해열로 계산하였다.

$$\% \text{ Crystallinity} = \frac{\Delta H_f}{\Delta H_f^\circ} \times 100$$

ΔH_f : Heat of fusion of sample

ΔH_f° : Heat of fusion of 100% crystallized.

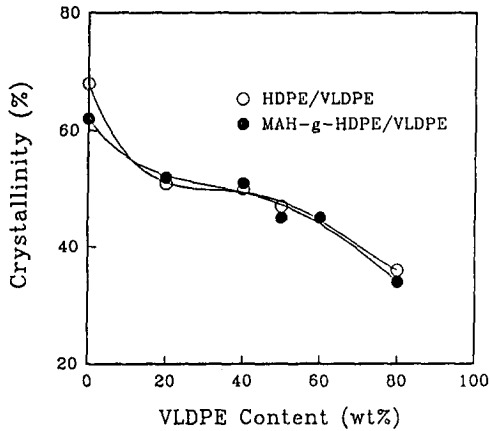


Fig. 6. % Crystallinity vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends.

이때 100% HDPE의 결정 용해열인 ΔH_f° 는 251.9J/g으로 하였다.²³ Fig. 6에 나타난 바와 같이 HDPE의 결정화도는 약 68%를 나타내지만, HDPE-g-MAH는 62%의 결정화도를 나타내어, 그래프트 공중합 반응에서 HDPE의 주쇄가 열화되었음을 알 수 있다. 그러나 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드에서는 HDPE-g-MAH와 HDPE와는 다르게 거의 동일한 결정화도를 나타내었다. HDPE-g-MAH/VLDPE 60/40의 결정화도는 53%로서, HDPE/VLDPE 60/40의 52%와 거의 동일한 것이었다. 이러한 변화는 이들의 조성비 20/80까지 나타났으며, 이들의 조성 100/0을 제외하고는 거의 동일한 결정화도를 나타내었다. 또한 VLDPE의 조성비에 따른 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 결정화도는 앞에서 언급한 바와 같이 거의 유사한 변화를 나타내었다.

이것은 VLDPE와 HDPE의 미세결정 구조가 유사하기 때문에 일어나는 현상으로서, VLDPE는 HDPE의 결정화 거동을 방해하여 결정화도를 감소시킨다. 그러나 VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 HTE거동을 나타내는 라멜라의 함량 또한 증가하여, HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드는 거의 일정한 결정화도를 나타내

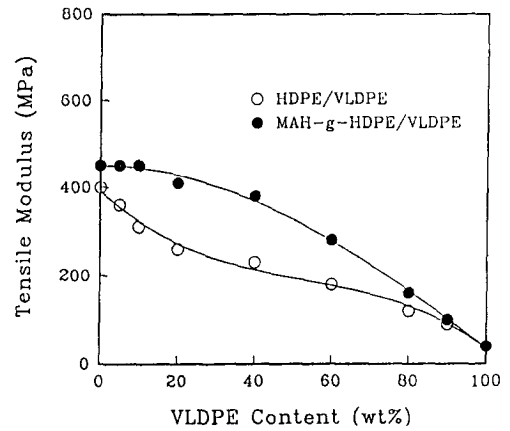


Fig. 7. Tensile modulus vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends.

는 것으로 생각되며, 추후 이에 대하여 많은 연구가 필요할 것으로 생각된다.

HDPE-g-MAH/VLDPE의 인장 및 내충격 특성. VLDPE의 조성비에 따른 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 인장 탄성률을 Fig. 7에 나타내었다. HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 인장 탄성률은 이것의 조성비 80/20까지는 완만히 감소하지만, HDPE/VLDPE 블렌드의 인장 탄성률은 VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 급격히 감소하였다. HDPE-g-MAH의 인장 탄성률은 약 420MPa로서 HDPE의 400MPa보다 20MPa 증가 하였다. 이것은 MAH 그래프트 공중합에 의한 주쇄의 밀도 증가에 기인하는 것으로 생각한다.

VLDPE의 조성비에 따른 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드의 인장 강도를 Fig. 8에 나타내었으며, 이들 블렌드의 신장률을 Fig. 9에 나타내었다. HDPE의 인장 강도는 약 23MPa이지만, HDPE-g-MAH는 약 20MPa로 감소하였다. 한편 VLDPE는 25MPa로서 HDPE에 비하여 오히려 높은 인장강도를 나타내었다. 이것은 HDPE와 VLDPE에서 라멜라의 구조적 차이에 기인하는 것으로, 시편제조시 급격히 냉각된 HDPE는 상온에서 연신하면, necking현상이 일어

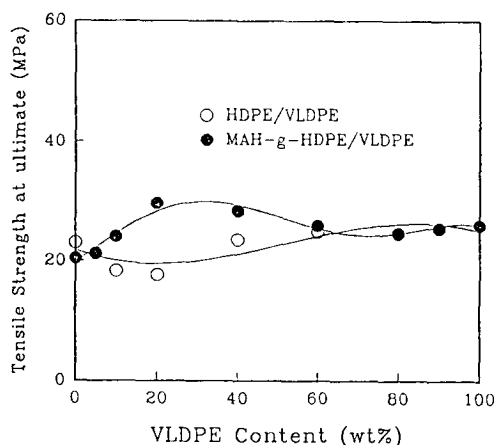


Fig. 8. Tensile strength vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends.

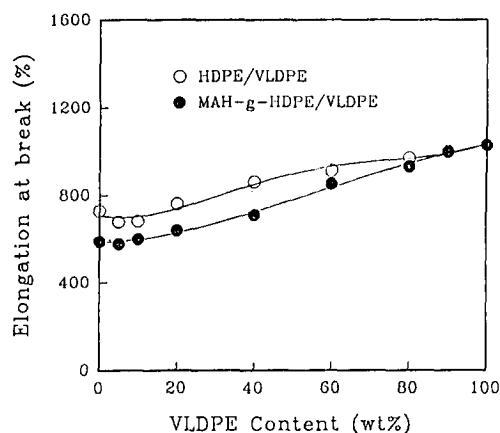


Fig. 9. Elongation at break vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends.

나며 HDPE의 미세결정 구조는 배향된다. 이때 라멜라는 외부 응력에 의하여 파괴되며, 이들은 새로운 형태로 전이된다. 그러나 strain rate가 큰 경우 주쇄는 항복점에서 절단된다. 한편 HDPE와 동일한 형태를 나타내는 라멜라와 LDPE와 유사한 형태의 라멜라가 혼합된 VLDPE의 경우 냉연신시 결정화도와 밀도가 매우 낮은 LDPE와 유사한 형태의 라멜라는 HDPE와 동일한 형태를 나타내는 라멜라의 배향에 대하여 가소화 효과를 부여한다.

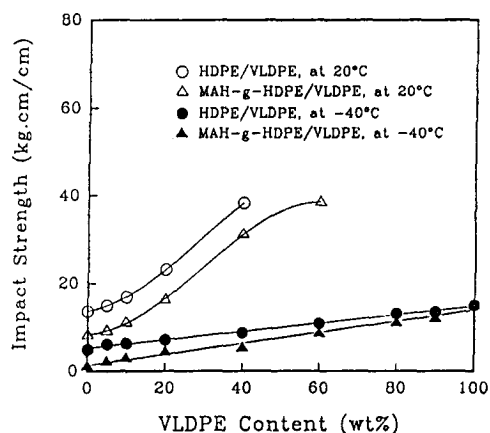


Fig. 10. Impact strength vs. VLDPE content of HDPE/VLDPE and HDPE-g-MAH/VLDPE blends at different temperatures.

따라서 VLDPE의 인장 강도와 탄성률은 항복점에서 비교적 낮은 값을 가진다. 그러나 VLDPE가 연속적으로 연신됨에 따라 LDPE와 유사한 형태를 가진 라멜라 또한 배향되어, 과단점에서 배향 고분자의 거동을 하게 되어 매우 우수한 인장 강도를 나타낸다.²⁰

한편 HDPE-g-MAH/VLDPE 80/20에서 얻은 인장강도 30MPa는 HDPE, VLDPE의 단독 중합체에 비하여 증가된 것으로서, 이것은 HDPE-g-MAH에 의하여 블렌드의 상용성 증가로 설명할 수 있다.

HDPE/VLDPE와 HDPE-g-MAH/VLDPE 블렌드의 내충격 강도는 VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 급격히 증가하였는데, 이것을 Fig. 10에 나타내었다. 상온 부근에서 조사된 HDPE-g-MAH의 내충격 강도는 주쇄의 강직성에 기인하여 5kg-cm/cm에 불과 하였으나, HDPE-g-MAH/VLDPE 80/20에서는 13kg-cm/cm로 급격히 증가하였으며, HDPE-g-MAH/VLDPE 20/80에서는 과단되지 않았다. 그리고 -40°C에서 조사된 HDPE-g-MAH/VLDPE 20/80의 내충격 강도는 HDPE-g-MAH에 비하여 약 300% 증가하였다. 이것은 VLDPE의 유연화 특성에 기인한 것으로

HDPE-g-MAH의 내충격 강도에 대한 보강효과가 매우 우수함을 나타낸다.

결 론

1. HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE 블렌드에서 그동안 보고된 바 없는 단일용점이 나타났다으며, 이들의 조성비 20/80까지 HDPE-g-MAH, HDPE와 거의 동일한 온도에서 용융되어, 이들 블렌드의 용점은 HDPE-g-MAH와 HDPE의 열적 특성에 의존함을 알 수 있었다.

2. VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 결정화도와 인장 탄성률은 감소하였다.

3. HDPE-g-MAH/VLDPE 80/20에서 가장 우수한 인장 강도를 나타내었다.

4. VLDPE의 조성비가 증가함에 따라 HDPE-g-MAH/VLDPE와 HDPE/VLDPE블렌드의 내충격 강도는 급격히 증가하였다.

참 고 문 헌

1. N. K. Kalfoglou, *Angew. Makromol. Chem.*, **129**, 103 (1985).
2. R. Greco, C. Mancarella, E. Matuscelli, G. Ragosta, and Y. Jinghua, *Polymer*, **28**, 1929 (1987).
3. N. Inaba, T. Yamada, S. Suzuki, and T. Hashimoto, *Macromolecules*, **21**, 407 (1988).
4. R. Greco, C. Mancarella, E. Matuscelli, G. Ragosta, and Y. Jinghua, *Polymer*, **28**, 1922 (1987).
5. A. G. Rejon and C. Alvarez, *Polym. Eng., Sci.*, **27**, 640 (1987).
6. F. P. La Mantia, A. Valeza, and D. Acierno, *Polym. Eng. Sci.*, **28**, 2890 (1988).
7. A. P. Plochocki, *Kolloid Z. Z. Polym.*, **208**, 168 (1966).
8. S. L. Rosen, *Polym. Eng. Sci.*, **7**, 115 (1967).
9. P. J. Flory, J. L. Ellenson, and B. E. Eichinger, *Macromolecules*, **1**, 287 (1968).
10. N. G. Gaylord and M. K. Mishra, *J. Macromol. Sci., Rev.*, **13**, 235 (1975).
11. H. Ender, N. G. Gaylord, L. Davis, Jr., and A. Takahashi, "Modification of Polymer," C. E. Carraher, Jr., and M. Tsuda., *ACSP Ser.*, **121**, 469 (1980).
12. W. Gabara and S. Porejko, *J. Polym. Sci. A-1*, **5**, 1539 (1967).
13. N. G. Gaylord and J. Y. Koo, *J. Polym. Sci., Polym. Lett. Ed.*, **19**, 107 (1981).
14. S. J. Park, C. H. Shin, C. G. Kim, and B. G. Kim, *Polymer(Korea)*, **13**, 4 (1989).
15. M. Fujiyama, T. Wakino, K. Tani, and H. Wachi, *Kobunshi Ronbunshu*, **49(2)**, 85 (1992).
16. L. D. Cady, *Plast. Eng.*, **43**, 25 (1987).
17. *Modern Plastic Int.*, **17(3)**, 56 (1987).
18. C. J. Pouchert Ed., "The Aldrich Library of Infrared Spectra", 2nd Ed., (1978).
19. L. Wild, T. Ryle, and R. Knobloch, *Polym. Prepr.*, **23**, 133 (1982).
20. U. W. Gedde and J. F. Janson, *Polymer*, **24**, 1521 (1983).
21. H. Springer, A. Hengse, J. Hohne, A. Schich, and G. Hinrichsen, *Prog. Colloid. Polym. Sci.*, **72**, 101 (1986).
22. S. Hosoda, K. Kojima, and M. Furuta, *Macromol. Chem.*, **187**, 1501 (1986).
23. A. P. Plochocki, *Polymer*, **10**, 23 (1965).