

УДК 678.01.541.6

## ВЛИЯНИЕ АРХИТЕКТУРЫ И КОНФОРМАЦИИ ЦЕПИ НА ОСОБЕННОСТИ СТАТИСТИЧЕСКИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ ПРОЧНОСТИ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

© 2022 г. Ю. М. Бойко<sup>а</sup>, \*, В. А. Марихин<sup>а</sup>, Л. П. Мясникова<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,  
Санкт-Петербург, 194021 Россия

\*e-mail: yuri.boiko@mail.ioffe.ru

Поступила в редакцию 14.05.2021 г.

После доработки 20.07.2021 г.

Принята к публикации 25.07.2021 г.

В рамках модели Вейбулла, проанализирован большой массив данных (300 измерений) по статистическому распределению значений прочности  $\sigma$  ориентированных образцов сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), найлона-6 (ПА-6) и полипропилена (ПП). Путем варьирования конформации цепи (плоский транс-зигзаг в СВМПЭ и ПА-6, спиральная конформация в ПП), степени ориентационного удлинения  $\lambda$  (от  $\lambda \approx 10$  для ПА-6 и ПП до  $\lambda \approx 120$  для СВМПЭ) и типа образца (мононить, полифиламент) удалось проанализировать разрывные прочности в широком интервале значений от 0.2 ГПа (ПП) до 6 ГПа (СВМПЭ), т.е. при их существенном 30-кратном различии. Показано, что модель Вейбулла, ранее предложенная для описания статистических распределений  $\sigma$  в хрупких высокопрочных неорганических материалах (стеклянные и кварцевые волокна и др.), может применяться для корректного описания статистических распределений  $\sigma$  во всех исследованных ориентированных полимерных моно- и полифиламентных волокнах при обработке большого массива данных (не менее 50 параллельных измерений для каждого исследованного материала). Обнаружена идентичность закономерностей статистических распределений  $\sigma$  по Вейбуллу для квазихрупких высокомолекулярных полимерных и хрупких неорганических материалов (по литературным данным). Это может свидетельствовать о едином механизме разрушения высокопрочных материалов различной природы.

**Ключевые слова:** высокопрочные полимерные материалы, разрушение, прочность, статистика, модель Вейбулла, модуль Вейбулла, поверхностные трещины, полосы сброса, мононити, полифиламентные волокна, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, полиамид-6, полипропилен.

**DOI:** 10.31857/S1028096022060073

### ВВЕДЕНИЕ

Современные высокопрочные материалы, представляющие собой преимущественно низкомолекулярные материалы неорганической природы, например, стеклянные, кварцевые и углеродные волокна, нанотрубки [1–4], высокопрочные стали [5] и др., являются одними из основных конструкционных материалов широкого спектра применения. Они используются в различных современных областях, требующих высокую эксплуатационную надежность, например, при бронезащите живой силы и техники, в ракетостроении, авиации и т.д. Поскольку эти материалы являются хрупкими или квазихрупкими, наблюдается большой разброс результатов измерений их механических свойств. Поэтому для надежного определения их эксплуатационной пригодности необходимо проведение большого числа параллельных измерений (нескольких десятков

[1–4, 6]) вместо обычно используемых на практике около пяти измерений. Действительно, в этом случае (наряду с надежным определением средней величины характеристики, например прочности  $\sigma$ ) открываются возможности определения дополнительных параметров: параметров статистического распределения  $\sigma$ , предоставляющих важную дополнительную информацию для лучшего понимания механизмов процесса разрушения и прогнозирования механических свойств.

В ходе многочисленных исследований статистического распределения  $\sigma$  высокопрочных низкомолекулярных материалов было установлено, что оно корректно описывается в рамках модели Вейбулла [1–4, 6]. Такое поведение не представляется неожиданным, так как данная модель была изначально предложена именно для описания распределения  $\sigma$  типичного хрупкого материала – бетона [6].

В статистике Вейбулла кумулятивная функция вероятности  $P(\sigma)$ , описывающая вероятность разрушения идентичных образцов при данном или более низком напряжении  $\sigma$ , определяется как

$$P(\sigma) = 1 - \exp[-(\sigma/\sigma_0)^m], \quad (1)$$

где  $m$  – так называемый модуль Вейбулла,  $\sigma_0$  – масштабный параметр. При анализе  $j$ -му результату в массиве данных из  $n$  образцов присваивается совокупная вероятность разрушения  $P_j = (j - 0.5)/n$ . После замены  $P(\sigma)$  на  $P_j$  и преобразований уравнения (1) получаем уравнение (2):

$$\ln \ln [1/(1 - P_j)] = -m \ln \sigma_0 + m \ln \sigma. \quad (2)$$

В упрощенном виде, уравнение (2) представляет собой линейное уравнение (3), которое обычно используется для анализа статистики прочности хрупких материалов:

$$y = a + bx, \quad (3)$$

где  $y = \ln \ln [1/(1 - P_j)]$ ,  $a = -m \ln \sigma_0$ ,  $b = m$  и  $x = \ln \sigma$ .

Однако, не менее перспективными для анализа в рамках подхода Вейбулла представляются также высокопрочные материалы органической природы – полимерные волокна и пленочные нити. В особенности, принимая во внимание тот факт, что по удельным характеристикам (отношенными к плотности материала  $\rho$ ) такие материалы, как гель-волокна на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) являются “рекордсменами” среди всех типов сверхпрочных материалов. Например, для высокопрочной стали с достигнутыми в настоящее время рекордными значениями  $\sigma = 1\text{--}2$  ГПа [5] при плотности стали  $\rho \approx 8000$  кг/м<sup>3</sup> отношение  $\sigma$  к  $\rho$  составляет  $\sigma/\rho = (0.13\text{--}0.25) \times 10^{-3}$  ГПа · м<sup>3</sup>/кг, в то время как для ультраориентированных гель-волокон СВМПЭ с  $\sigma = 6$  ГПа [7] и  $\rho \approx 1000$  кг/м<sup>3</sup> величина  $\sigma/\rho$  может достигать  $6 \times 10^{-3}$  ГПа · м<sup>3</sup>/кг, т.е. может быть в  $\sim 25\text{--}50$  раз больше, чем для стали. При этом статистические механические свойства высокопрочных полимерных материалов, в частности, их соответствие распределению Вейбулла [7–11], исследованы явно недостаточно в широком интервале прочностей.

Таким образом, целью настоящей работы является выяснение применимости модели Вейбулла для корректного описания статистического распределения прочности высокопрочных полимерных материалов при 30-кратной вариации значений прочности.

Естественно предположить, что параметры статистического распределения Вейбулла могут существенным образом зависеть не только от химической структуры и конформации цепи (взаимного расположения в пространстве участков цепи), но и от того, представляет ли собой высокопрочный образец единичное (моно-) волокно

или состоит из множества (сотен) тонких волокон. Следовательно, для выяснения общих закономерностей статистического распределения прочности полимерных материалов необходимо провести исследования материалов с различной химической структурой, конформацией цепи и различным типом образца. В рамках выбранной статистической модели на базе большого массива измерений (не менее 50 параллельных измерений для каждого материала) анализируется распределение прочности ориентированных моно- и полифиламентных волокон на основе СВМПЭ, полиамида-6 (ПА-6) и полипропилена ПП. Выбранные полимеры представляют собой карбо- (СВМПЭ и ПП) и гетероцепные (ПА-6) с конформациями линейной цепи (СВМПЭ и ПА-6) и спиральной конформацией (ПП).

Как было показано в работах А.Ф. Иоффе [12], ключевую роль в разрушении неорганических твердых тел играют поверхностные трещины, удаление которых приводило к беспрецедентному, 300-кратному росту прочности кристаллов поваренной соли. Наличие специфических поверхностных трещин (так называемых полос сброса) наблюдалось нами и в высокопрочных полимерных материалах [13]. Поэтому в настоящей работе будет проведено исследование морфологии поверхности таких материалов с целью выяснения вопроса о единстве механизмов разрушения высокопрочных материалов органической и неорганической природы.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

### Образцы

Исследовали шесть серий образцов высокопрочных ориентированных полимерных материалов. Первая серия образцов представляла собой ультраориентированные пленочные мононити СВМПЭ со степенью вытяжки  $\lambda = 120$ , полученные в лабораторных условиях методом многостадийной высокотемпературной зонной вытяжки [13] ксерогелей СВМПЭ, сформованных из раствора в декалине. Для этих целей использовался СВМПЭ со средневязкостной молекулярной массой  $3 \times 10^6$  г/моль, синтезированный в Институте катализа им. Г.К. Борескова РАН, г. Новосибирск. Вторая серия образцов представляла собой сформованные из гелей СВМПЭ полифиламентные волокна *Dyneema SK60*, состоящие из нескольких сотен единичных волокон, либезно предоставленные фирмой DSM, Нидерланды. Третья и четвертая серии образцов представляли собой промышленные моно- и полифиламентные волокна ПА-6, а пятая и шестая серии – промышленные моно- и полифиламентные волокна ПП.

### Механические испытания

Для определения прочности волокон при разрыве образцы длиной 50 см подвергались растяжению на разрывной машине *Instron-1122* при комнатной температуре при скорости растяжения 200 мм/мин (ГОСТ 6611.2-73), что соответствовало скорости деформирования  $0.4 \text{ мин}^{-1}$ . Для образцов в виде волокон использовались специальные фирменные цилиндрические зажимы, предусматривающие закрепление и намотку нескольких витков волокна на поверхность цилиндров. Для образцов пленочных нитей СВМПЭ, полученных в лабораторных условиях, длина рабочей части составляла 10 мм, а скорость растяжения – 10 мм/мин (ГОСТ 10213.2-2002), что соответствовало скорости деформирования  $1 \text{ мин}^{-1}$ , т.е. она была сопоставимой для двух использованных режимов деформирования. Для предотвращения выскальзывания этих образцов они предварительно клеивались в специально изготовленные бумажные рамки. Для получения статистически достоверных результатов было протестировано по 50 идентичных образцов с определением среднего значения  $\sigma$  ( $\sigma_{\text{ср}}$ ) для каждого из шести исследуемых материалов, т.е. всего 300 образцов.

### Электронно-микроскопические исследования поверхности

Морфологию поверхности образцов исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). В первом случае использовали просвечивающий электронный микроскоп JEM-2010 (JEOL, Япония) с разрешением 0.2 нм при ускоряющем напряжении 100 кВ и применяли метод реплик, которые напыляли на образцы из смеси платиновой черни с кварцевым порошком. Во втором случае исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа JSM-7001F (JEOL, Япония). При этом для предотвращения накопления заряда на поверхности образцов последние помещались на специальные проводящие подложки и покрывались тонким слоем золота (не более 10 нм) методом катодного распыления. Кроме того, для уменьшения деградирующего воздействия на полимерные образцы электронного зонда исследования проводили при ускоряющем напряжении не более 5 кВ, разрешение микроскопа составляло 5 нм.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 приведены кривые деформирования исследованных ориентированных полимерных материалов, на основании которых определялись

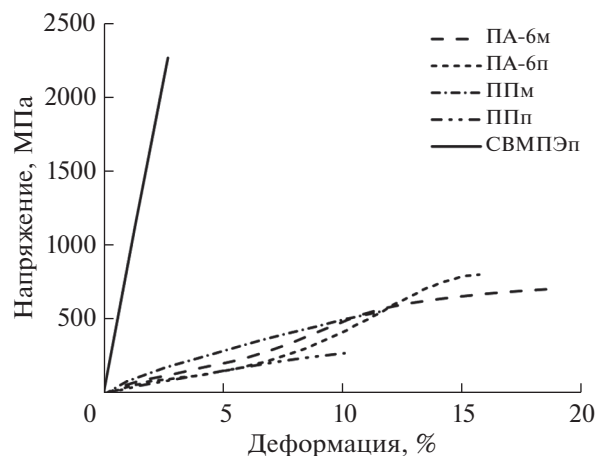
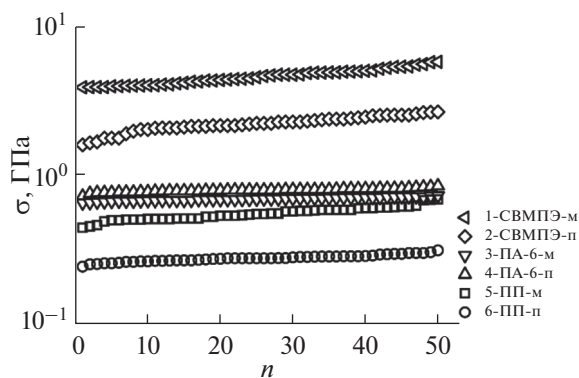


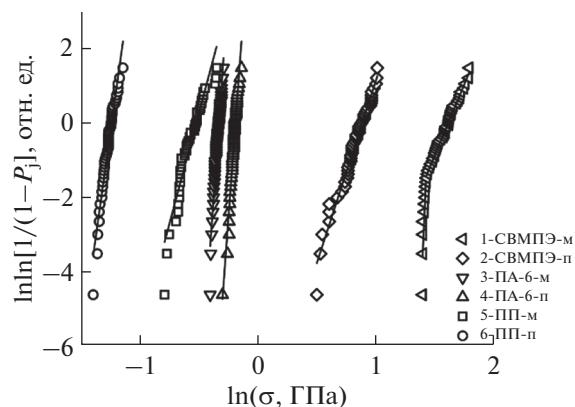
Рис. 1. Диаграммы растяжения исследованных образцов при рабочей длине 50 см и скорости растяжения 200 мм/мин.

значения разрывных прочностей при соответствующих значениях разрывных удлинений (от 3 до 19%) и достигнутых значениях напряжений на образцах. На рис. 2 приведены зависимости прочности  $\sigma$  от номера образца (от 1 до 50) в порядке возрастания величины  $\sigma$  для всех шести исследованных высокопрочных полимерных материалов. Как следует из рис. 2, выбор данных объектов исследования позволил впервые охватить широкий интервал анализируемых прочностей, от 0.2 до 6 ГПа, для материалов этого класса. Видно, что кривые распределения идут симбатно, причем максимальные значения прочности ( $\sigma = 4\text{--}6$  ГПа) характерны для мононитей СВМПЭ, а минимальные ( $\sigma \approx 0.3$  ГПа) – для полифиламентов ПП. Следовательно, наличие в материалах линейной углерод-углеродной цепи с конформацией плоского транс-зигзага оказывает наиболее эффективное сопротивление механической нагрузке, а углерод-углеродной цепи со спиралевидной конформацией – наименее эффективное. При включении гетероатома в углеродную цепь с конформацией плоского транс-зигзага наблюдаются промежуточные значения  $\sigma$  (ПА-6).

С целью выяснения соответствия модели Вейбулла распределениям прочностей, приведенных для шести исследованных материалов на рис. 2, проанализируем эти данные в координатах  $\ln[-\ln[1/(1 - P_j)]] = f(\ln \sigma)$  и определим статистические параметры  $m$  и  $\sigma_0$ . Результаты проведенного анализа представлены на рис. 3 и в таблице 1. Видно, что полученные зависимости являются линейными во всем исследованном интервале прочностей, причем значения коэффициента детерминации  $R^2$  являются достаточно высокими ( $R^2 > 0.95$ ). Кроме того, значения отношения  $\sigma_0/\sigma_{\text{ср}}$  являются близкими к единице. Поскольку физи-



**Рис. 2.** Прочность при растяжении  $\sigma$  в порядке возрастания в зависимости от номера образца  $n$  для моно- (1) и полифиламентов СВМПЭ (2), моно- (3) и полифиламентов ПА-6 (4), и моно- (5) и полифиламентов ПП (6).



**Рис. 3.** Графики Вейбулла для распределения прочностей 6-ти полимерных материалов, представленных на рис. 1. Обозначения те же, что на рис. 1. Прямыми линиями показаны результаты анализа методом наименьших квадратов.

ческий смысл  $\sigma_0$  заключается в его соответствии  $\sigma_{ср}$ , то величина  $\sigma_0$ , полученная в результате анализа, является корректной. Следовательно, модель Вейбулла оказалась применимой для корректного описания прочности различных высокопрочных полимерных материалов.

Вместе с тем наблюдается различное поведение параметра  $m$ , характеризующего степень разброса экспериментальных значений прочности. Например, для наиболее прочных мононитей СВМПЭ наблюдается отклонение от единой линейной зависимости в области малых прочностей для 20% измеренных образцов. Причем эта область характеризуется очень высоким значением  $m = 74$ . Это означает, что разброс экспериментальных значений в области минимальных  $\sigma$  существенно (на один десятичный порядок), ниже, чем для большинства (80%) исследованных образцов этой серии. Следовательно, эксплуатация таких материалов является потенциально более опасной по сравнению с полифиламентами СВМПЭ при сопоставимой прочности. Действи-

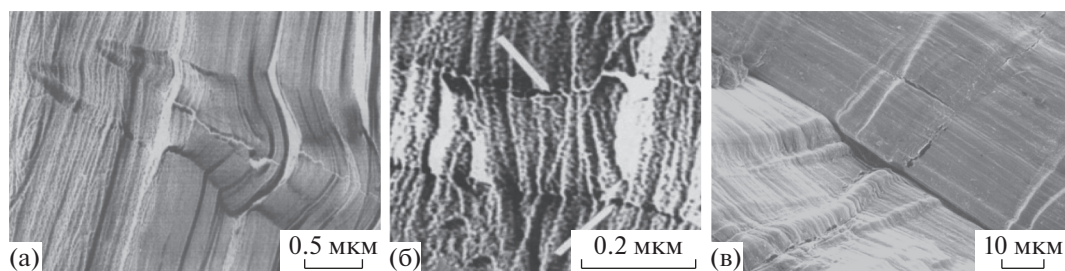
тельно, наличие одиночных дефектов (трещин) на поверхности единичного волокна играет критическую роль в разрушении всего образца. Однако для полифиламента, который содержит несколько десятков-сотен моноволокон, данное обстоятельство может и не приводить к разрушению всего образца, так как разрыв одного волокна не приводит к разрыву всей совокупности волокон. Авторы полагают, что корректность сопоставления значений  $m$  для двух образцов СВМПЭ различной длины подтверждается слабой зависимостью величины  $m$  при изменении длины образца на десятичный порядок для углеродных волокон [2].

Необходимо отметить, что значения модуля Вейбулла  $m$  для образцов со сверхвысокими прочностями 2–6 ГПа (моно- и полифиламенты СВМПЭ) оказались, во-первых, существенно ниже ( $m = 7.7$  и  $9.9$ ), чем для ПП ( $m = 12.0$  и  $23.0$ ) и, в особенности, для ПА-6 ( $m = 45.3$  и  $43.4$ ), и, во-вторых, близкими к значениям  $m$  для хрупких неорганических кварцевых, керамических, стек-

**Таблица 1.** Результаты анализа распределения прочности высокопрочных полимерных моно- (м) и полифиламентов (п) в рамках модели Вейбулла

Полимер/ тип образца	$y = a + bx$	$R^2$	$m$	$\sigma_0$ , ГПа	$\sigma_{ср}$ , ГПа	$\sigma_0/\sigma_{ср}$
СВМПЭ/м	$y = -106.12 + 73.98x^*$	0.856	73.98	4.20	4.70	0.89
	$y = -12.28 + 7.69x^*$	0.996	7.69	4.96	4.70	1.06
СВМПЭ/п	$y = -8.62 + 9.89x$	0.987	9.89	2.39	2.23	1.07
ПА-6/м	$y = 15.14 + 45.32x$	0.976	45.32	0.72	0.71	1.02
ПА-6/п	$y = 8.44 + 43.41x$	0.982	43.41	0.83	0.81	1.02
ПП/м	$y = 28.54 + 12.02x$	0.973	12.02	0.59	0.57	1.04
ПП/п	$y = 6.34 + 23.02x$	0.954	23.02	0.29	0.28	1.04

\* Аппроксимация при использовании двух линейных участков.



**Рис. 4.** Электронно-микроскопические снимки поверхностей сверхпрочного ориентированного СВМПЭ: а – растущие полосы сброса (РЭМ), б – возникновение субмикро- и микротрещин на границах полос сброса (ПЭМ), в – строение поверхности сверхориентированной пленочной нити СВМПЭ с многочисленными полосами сброса (РЭМ).

лянных и углеродных волокон ( $m = 3–12$ ) [1–4]. Первое обусловлено квазихрупкостью материала на основе СВМПЭ (деформация при разрыве 3–5%) и сохранением пластичности материалов на основе ПА-6 и ПП (деформация при разрыве 10–20%), а второе – общим характером процесса разрушения хрупких и квазихрупких материалов различной химической природы. Действительно, в предельно ориентированном полимере, к числу которых относится исследованная монополь СВМПЭ, вытянутая в 120 раз, пластичность которой практически исчерпана, могут возникать дополнительные крупномасштабные ротационные дефекты, так называемые полосы сброса [13]. Растущая полоса сброса хорошо видна на микрофотографии высокоориентированной полиэтиленовой пленки на рис. 4а. Резкий изгиб жестких микрофибрилл с модулем упругости  $E \approx 250$  ГПа [13] на границах полос сброса приводит к их хрупкому разрушению и образованию множественных, близко расположенных субмикротрещин (показанных стрелками на микрофотографиях на рис. 4б). Коалесценция последних на границах полос сброса хорошо видна на снимке, полученном при использовании РЭМ, на рис. 4в. Естественно предположить, что материал с такими ярко выраженными поверхностными дефектами будет разрушаться хрупко. Поэтому не удивительно, что его прочностные свойства корректно описываются в рамках модели Вейбулла, изначально предложенной именно для этого класса материалов [6]. Как отмечалось выше, такую же важную (негативную) роль играют поверхностные трещины в разрушении неорганических материалов. Это и определяет общность роли поверхностных дефектов в закономерностях статистических механических свойств высокопрочных материалов различной химической природы.

В табл. 1 можно выделить два интервала значений модуля Вейбулла:  $m = 8–23$  и  $m = 43–74$ . Следует отметить, что, по определению [6], значения модуля Вейбулла  $m$  характеризуют степень сброса экспериментальных данных. Оказалось, что для сверхпрочных неорганических материа-

лов (кварцевые волокна с  $\sigma = 6$  ГПа [3, 14]) достигались также высокие значения  $m$ :  $m = 43$  [3], и даже  $m = 98$  [14]. Таким образом, в исследованных нами материалах есть образцы, характеризующиеся как широким разбросом экспериментальных значений прочности, так и существенно более узким, свидетельствующим о высокой степени однородности структуры материала. Иначе говоря, величина  $m$  может рассматриваться как мера качества продукции.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На базе большого массива измерений (50 параллельных измерений для каждого из шести исследованных материалов) показано, что статистическое распределение прочности высокопрочных полимерных моно- и полифиламентов на основе СВМПЭ, ПА-6 и ПП в широком интервале анализируемых прочностей, от 0.2 до 6 ГПа, может быть корректно описано в рамках модели Вейбулла. Установлено, что минимальные значения статистического модуля Вейбулла ( $m = 8–10$ ) характерны для сверхпрочных квазихрупких материалов на основе СВМПЭ, которые свидетельствуют о максимальном разбросе значений прочности по сравнению с более пластичными материалами на основе ПА-6 и ПП ( $m = 12–45$ ). Выявленная близость значений  $m$  для сверхпрочных материалов на основе СВМПЭ ( $m = 8–10$ ) и неорганических высокопрочных материалов ( $m = 3–12$ ) свидетельствует о единстве механизмов процесса их квазихрупкого разрушения, инициируемого прорастанием поверхностных трещин через объем образца.

## БЛАГОДАРНОСТИ

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 18-29-17023-мк и № 19-03-00789-а).

**Конфликт интересов:** авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Wilson D.M.* // *J. Mater. Sci.* 1997. V. 32. № 10. P. 2535. <https://doi.org/10.1023/A:1018538030985>
2. *Tanaka F., Okabe T., Okuda H., Kinloch I.A., Young R.J.* // *Composites: Part A.* 2014. V. 57. February. P. 88. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.11.007>
3. *Байкова Л.Г., Песина Т.И., Киреев М.Ф., Тихонова Л.В., Kurkjian C.R.* // *ЖТФ.* 2015. Т. 85. № 6. С. 83. <https://doi.org/10.1134/S1063784215060031>
4. *Nitta K.-H., Li C.-Y.* // *Physica A.* 2018. V. 490. P. 1076. <https://doi.org/10.1016/j.physa.2017.08.113>
5. *Aguiari M., Palombo M., Rizzo C.M.* // *Welding World.* 2021. V. 65. P. 289. <https://doi.org/10.1007/s40194-020-01019-6>
6. *Weibull W.* // *J. Appl. Mech.* 1951. V. 18. September. P. 293.
7. *Boiko Yu.M., Marikhin V.A., Myasnikova L.P., Moskaljuk O.A., Radovanova E.I.* // *J. Mater. Sci.* 2017. V. 52. № 3. P. 1727. <https://doi.org/10.1007/s10853-016-0464-9>
8. *Бойко Ю.М., Марихин В.А., Москалюк О.А., Мясникова Л.П., Цобкалло Е.С.* // *Письма в ЖТФ.* 2019. Т. 45. № 8. С. 37. <https://doi.org/10.21883/PJTF.2019.08.47620.17711>
9. *Бойко Ю.М., Марихин В.А., Мясникова Л.П., Москалюк О.А., Радованова Е.И.* // *ФТТ.* 2016. Т. 58. № 10. С. 2065. <https://doi.org/10.1134/S1063783416100103>
10. *Boiko Yu.M., Marikhin V.A., Myasnikova L.P., Radovanova E.I.* // *Colloid Polym. Sci.* 2018. V. 296. № 10. P. 1651. <https://doi.org/10.1007/s00396-018-4384-x>
11. *Бойко Ю.М., Марихин В.А., Москалюк О.А., Мясникова Л.П.* // *ФТТ.* 2020. Т. 62. № 4. С. 590. <https://doi.org/10.21883/ФТТ.2020.04.49125.637>
12. *Иоффе А.Ф.* Избранные труды. Т. 1. Механические и электрические свойства кристаллов. Ленинград: Наука, 1974. 326 с.
13. *Marikhin V.A., Myasnikova L.P.* Structural basis of high-strength high-modulus polymers. In: *Oriented Polymer Materials*, ed. *Fakirov S. Huthig & Wepf Verlag-Zug*, Heidelberg, 1996. P. 38–98.
14. *Van der Zwaag S.* // *J. Test. Eval.* 1989. V. 17. № 5. P. 292. <https://doi.org/10.1520/JTE11131J>

## Impact of Chain Architecture and Conformation on the Specific Features of Strength Statistical Distributions of Oriented Polymer Materials

Yu. M. Boiko<sup>1</sup>\*, V. A. Marikhin<sup>1</sup>, L. P. Myasnikova<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Ioffe Institute, St. Petersburg, 194021 Russia*

\*e-mail: [yuri.boiko@mail.ioffe.ru](mailto:yuri.boiko@mail.ioffe.ru)

In the framework of the Weibull model, a large data set (300 measurements) has been analyzed on the statistical distribution of strength ( $\sigma$ ) values of oriented samples of ultra-high-molecular-weight polyethylene (UHMWPE), nylon-6 (PA-6), and polypropylene (PP). By varying the chain conformation (in-plane trans-zigzag in UHMWPE and PA-6, helical conformation in PP), the draw ratio  $\lambda$  (from  $\lambda = 10$  for PA-6 and PP to  $\lambda = 120$  for UHMWPE) and the sample type (monofilament, multifilament), it was possible to analyze the tensile strengths over a wide range of values, from 0.2 GPa (PP) to 6 GPa (UHMWPE), i.e. with a significant, 30-fold difference. It has been shown that the Weibull model, proposed earlier for describing the statistical distributions of  $\sigma$  in brittle high-strength inorganic materials (glass and quartz fibers, etc.), can be used to correctly describe the statistical distributions of  $\sigma$  in all the oriented polymer mono- and multifilament fibers investigated when processing a large data set (at least 50 measurements of identical samples for each material studied). The generality of statistical distributions  $\sigma$  according to Weibull is revealed for both quasi-brittle high-molecular-weight polymer and brittle inorganic materials. This is due to the unified mechanism of fracture of high-strength materials associated with the propagation of the surface fracture cracks through the entire bulk of the sample.

**Keywords:** high-strength polymeric materials, fracture, strength, statistics, Weibull's model, Weibull's modulus, surface cracks, kink bands, single fibers, multifilament fibers, ultra-high-molecular-weight polyethylene, polyamide-6, polypropylene.